

НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»
Інженерно-фізичний факультет
Кафедра високотемпературних матеріалів та порошкової металургії

«На правах рукопису»
УДК _____

«До захисту допущено»

В.о. завідувача кафедри

(підпис) В. І. Мазур
(ініціали, прізвище)

“ ” _____ 2019 р.

Магістерська дисертація
за освітньо-професійною програмою
Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів
зі спеціальності **132 Матеріалознавство**
на тему: Утворення металоматричних композитів де фазою зміцнення є
керамічні матеріали

Виконав магістрант II курсу, групи ФК-81-мп

Калиндрузь Богдан Миколайович

(підпис)

Науковий керівник

доцент, к.т.н. Карасевська О.П.

(науковий ступінь, вчене звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Консультант

(Охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях)

доцент, к.т.н., Арламов О. Ю.

(науковий ступінь, вчене звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Консультант

(Організаційно-економічна частина)

доцент, к.е.н., Петренко К. В.

(науковий ступінь, вчене звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Нормоконтроль

доцент, к.т.н., Бірюкович Л. О.

(науковий ступінь, вчене звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Рецензент

(посада, науковий ступінь, вчене звання, прізвище, ініціали)

(підпис)

Засвідчую, що у цій магістерській дисертації
немає запозичень з праць інших авторів без
відповідних посилань

Магістрант _____
(підпис)

Київ – 2019 року

**Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»**

Факультет	Інженерно-фізичний
Кафедра	Високотемпературних матеріалів та порошкової металургії
Рівень вищої освіти	другий (магістерський)
Спеціальність	132 МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО
Освітньо-професійна програма	Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів
Вибірковий блок	Матеріалознавство композитів і покриттів

“ЗАТВЕРДЖУЮ”

В.о. завідувача кафедри

Мазур В. І.

(прізвище, ініціали)

_____ (підпис)

“ ”

_____ 2019 р.

З А В Д А Н Н Я

на магістерську дисертацію магістранту

Калиндрузю Богдану Миколайовичу

1. Тема дисертації: Утворення металоматричних композитів де фазою зміцнення є керамічні матеріали

Науковий керівник роботи Карасевська Ольга Павлівна, доцент, к.т.н., затверджені наказом по університету від 12 листопада 2019 р. №3890-с.

2. Строк подання дисертації: 18.12.2019

3. Вихідні дані до дисертації: Аналіз сучасного стану отримання композитів методами порошкової металургії. Отримання методами порошкової металургії металоматричних композитів на основі міді алюмінію та його сплавів, де фазою зміцнення є керамічний композит. Дослідження особливостей формування

структури, границі розділу між матрицею та армуючою складовою, а також утворених проміжних шарів. Оцінити рівень найважливіших властивостей металоматричних композитів, що залежать від складу вихідного матеріалу та його структури, що формується у процесі спікання. Технологічні операції виготовлення матеріалів з металевою матрицею зміцненою керамічними у вигляді композиту повинні дати можливість отримання виробів з вищими техніко-економічними показниками під час виконання магістерської дисертації.

Економічні засади повинні забезпечувати оцінку науково-технічного ефекту не нижчий за 6.

Охорона праці та безпека в надзвичайній ситуації повинні відповідати нормативним вимогам.

4. Зміст пояснювальної записки:

- 4.1 провести аналіз сучасного стану теорії і технології отримання матеріалів на основі з наперед заданими властивостями та високими техніко-економічними показниками їх виготовлення;
- 4.2 розробити технологічну схему для виробництва матеріалів на основі металевої матриці;
- 4.3 вивчити закономірності отримання виробів на основі алюмінію та міді методами порошкової металургії;
- 4.4 визначити шкідливі та небезпечні виробничі фактори;
- 4.5 провести розрахунок кількості електроенергії, необхідної для проведення експериментальної частини;
- 4.6 розробити заходи для попередження впливу шкідливих та небезпечних виробничих факторів;
- 4.7 обґрунтувати необхідну кількість робітників, розмір фонду їх заробітної плати, визначити показники продуктивності праці;
- 4.8 довести ефективність дисертації та розробити стартап-проект.

5. Перелік графічного матеріалу:

- технологічні схеми отримання металоматричних композитів шляхом

іскроплазмового спікання та просочування;

- мікроструктури спечених зразків $\text{Al}(\text{Cu})\text{-LaB}_6\text{-TiB}_2$;
- рентгенограми зразків $\text{Al}(\text{Cu})\text{-LaB}_6\text{-TiB}_2$.

6. Консультанти розділів дисертації

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Організаційно-економічний розділ	Петренко К.В., к.т.н., доцент		
Розділ охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях	Арламов О.Ю., к.т.н., доцент		

7. Дата видачі завдання: 20.09.2018

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ п/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Строк виконання етапів магістерської дисертації	Примітка
1	Отримання завдання	20.09.18	
2	Опрацювання тематичної літератури	31.05.19	
3	Виготовлення шліфів зразків	02.09.19	
4	Проведення металографічного аналізу	28.09.19	
5	Дослідження механічних властивостей	10.11.19	
6	Проведення рентгенофазового аналізу	15.11.19	
7	Опрацювання отриманих результатів	06.12.19	
8	Оформлення пояснювальної записки	09.12.19	
9	Захист магістерської дисертації	18.12.19	

Магістрант

Б.М. Калиндрузь
 (ініціали та прізвище)

Науковий керівник дисертації

О.П. Карасевська
 (ініціали та прізвище)

РЕФЕРАТ

Робота вміщує 102 с., 32 рис., 22 табл., 40 джерел.

МЕТАЛОМАТРИЧНИЙ КОМПОЗИТ, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, ПОРОШОК КОМПОЗИТУ $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$, ПРОМІЖНІ ФАЗИ.

У даній роботі проведено літературно патентний пошук сучасного стану метало матричних композитів із алюмінієвою матрицею, їх властивостей та способів отримання.

Метою роботи є дослідження утворення та властивостей метало матричного композиту, в якій фазою зміцнення є порошковий композит $\text{LaB}_6 - \text{TiB}_2$ із різним станом поверхні, з металевими матрицями.

Показано вплив будови поверхні сферичних порошків композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ на процес ущільнення пресовок, формування фазового стану метал матричного композиту, на пластичність та тріщиностійкість. Проведені мікроструктурні, рентгенографічні, дюраметричні дослідження. Вивчені проміжні прошарки, які утворюються на межі порошковий композит – матриця.

Об'єкт дослідження: метало матричний композит із матрицею Al, Cu AlMgSi та фазою зміцнення $\text{LaB}_6 - \text{TiB}_2$.

Предмет дослідження: дослідження структури металоматричного композиту.

Методи дослідження та апаратура: матеріал отримувався методами іскроплазмового, лазерного спікання, просочування; мікроструктура досліджувалася на мікроскопі РЕМ 106. Рентгеноструктурні дослідження виконувалися на дифрактометрі Ultima IV фірми Rigaku. Мікротвердість вимірювалася за Вікерсом та Роквеллом.

Наукова новизна отриманих результатів:

- Показано можливість отримання металоматричного композиту із металевої матриці та фази зміцнення у вигляді порошкового композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$.
- Проведено дослідження впливу стану поверхні порошка $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ на процес ущільнення металоматричного композиту.
- Методами рентгенографічного та мікроструктурного аналізів виявлено утворення проміжних фаз між матрицею та фазою зміцнення.
- Отримані металоматричні композити мають пластичність на рівні металів, а їх міцність зростає порівняно із металевою матрицею.

ABSTRACT

The work contains 102 p., 32 fig., 22 tables, 40 sources.

METALLOMATRIC COMPOSITE, COMPOSITE POWDER $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$,
INTERMEDIATE PHASES, MECHANICAL PROPERTIES.

In this work a literary patent search of the present state of metal matrix composites with an aluminum matrix, their properties and methods of production were carried out.

The aim of this work is to study the formation and properties of a metal matrix composite in which the hardening phase is a powder composite $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ with different surface conditions, with metal matrices.

The influence of the surface structure of spherical powders of $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ composite on the process of samples compaction, the formation of the phase state of the matrix metal composite, on the plasticity and crack resistance is shown. There were microstructural, radiographic, durametric studies conducted. Intermediate layers formed on the boundary of the powder composite - matrix have been studied.

Object of study: metal matrix composite with matrix Al, Cu AlMgSi and hardening phase $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$

Subject of research: study of structure of metal matrix composite

Research methods and apparatus: the material was obtained by methods of spark plasma, laser sintering, saturation; the microstructure was examined on a PEM 106 microscope. X-ray structural studies were performed on a diffractometer Ultima IV firm Rigaku. Microhardness was measured by Vickers and Rockwell.

Scientific novelty of the obtained results:

- The possibility of obtaining a metal matrix composite from a metal matrix and a hardening phase in the form of a $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ powder composite are shown.
- The influence of the surface condition of $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ powder on the compaction process of metal-matrix composite was investigated.
- X-ray and microstructural analysis revealed the formation of intermediate phases between the matrix and the phase of hardening.

- The obtained metal-matrix composites have a plasticity at the level of metals, and their strength increases compared to the metal matrix.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	12
ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД.....	14
1.1 Загальні положення.....	14
1.2 Характеристики матеріалів	16
1.2.1 Характеристики алюмінію	16
1.2.2 Фізичні та хімічні властивості титану та його сплавів.....	19
1.2.3 Диборид титану (TiB ₂).....	20
1.2.4 Властивості композиту LaB ₆ -TiB ₂	21
1.2.5 Характеристика гексабориду лантану	25
1.3 Евтектичні композити	25
1.4 Опис діаграми стану La-Cu.....	29
1.5 Опис діаграми стану Ti-Cu.....	30
1.6 Металоматричні композити	31
1.7 Алюмоматричні композити.....	32
1.8 Висновки та постановка задач дослідження	33
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ	34
2.1 Вихідні матеріали	34
2.1.1 Одержання порошків евтектичного сплаву	34
2.1.2 Створення модифікованої морфології поверхні частинок керамічного композиту	36
2.2 Отримання металоматричних композитів з алюмінієм	37
2.3 Отримання композитів селективним лазерним плавленням.....	38
2.4 Отримання металоматричних композитів з міддю.....	40
2.5 Дозування матеріалів.....	41
2.6 Металографічні дослідження	42
2.7 Рентгеноструктурний аналіз.....	45
2.8 Випробування на твердість	46

2.8.1	Випробування на твердість за Віккерсом.....	46
2.8.2	Випробування на твердість за Роквеллом.....	48
2.9	Вимірювання міцності на стиснення.....	49
3	РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ.....	52
4	ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ.....	66
4.1	Небезпеки під час виконання технологічних операцій	66
4.2	Небезпека при роботі зі спеціальним обладнанням	69
5	ЕНЕРГЕТИЧНИЙ РОЗДІЛ.....	72
6	ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ РОЗДІЛ.....	75
6.1	Розрахунок планової собівартості проведення дослідження.....	75
6.1.1	Витрати на оплату праці.....	75
6.1.2	Єдиний соціальний внесок.....	77
6.1.3	Витрати на матеріали, що використовуються в роботі	78
6.1.4	Витрати на спеціальне обладнання та прилади.....	79
6.1.5	Витрати на службові відрядження.....	79
6.1.6	Інші прямі невраховані витрати.....	79
6.1.7	Накладні витрати	79
6.2	Планова кошторисна вартість магістерської дисертації.....	80
7	ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА.....	82
7.1	Науково-технічна актуальність ДР	82
7.2	Мета і завдання дипломної роботи	83
7.3.	Економічна ефективність ДР	83
7.4	Висновки	85
8	РОЗРОБЛЕННЯ СТАРТАП – ПРОЕКТУ.....	86
	ВИСНОВКИ.....	97
	CONCLUSIONS.....	99
	ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ.....	100

ВСТУП

Найважливіші науково-технічні досягнення сучасності невід’ємно пов’язані з розробкою і створенням нових класів і типів матеріалів, вивченням їх фізико-хімічних і механічних характеристик та пошуком нових, нетрадиційних способів застосування цих матеріалів у сучасній техніці.

Нині можливість втілення у практику того чи іншого нового технічного рішення часто визначається наявністю матеріалів із потрібним рівнем властивостей. Наприклад, можливість практичного використання реакції термоядерного синтезу або збільшення коефіцієнта корисної дії двигунів внутрішнього згорання за рахунок підвищення температури згорання стримуються відсутністю відповідних матеріалів; тільки розробка нових теплозахисних покриттів обумовила можливість створення космічних кораблів багаторазового використання.

З іншого боку, можливості вдосконалення (поліпшення властивостей) індивідуальних матеріалів уже практично вичерпані. Тому останнім часом особлива увага приділяється розробці композиційних матеріалів – гетерогенних структур, що зазвичай складаються з металевих або полімерних матриць із розподіленими в них безперервними або дискретними частинками та волокнами, а також ниткоподібними кристалами.

З усього спектру технологій отримання композитів вельми перспективним слід вважати спрямовану кристалізацію евтектичних сплавів. У цьому випадку структура композиту формується *in-situ*, тобто кристалізація матриці та фази, яка її армує, відбуваються з розплаву одночасно, що дозволяє отримати міцні та щільні композиційні матеріали з крихких складових та забезпечує рівномірний розподіл армуючої фази у матриці. Таким чином виключаються надзвичайно трудомісткі операції одержання волокон та наступного введення їх у матрицю.

Металоматричні композиційні матеріали – це композиційні матеріали в якості матричної фази в яких виступає метал або металевий сплав. Армуючими компонентами найчастіше виступають тонкодисперсні порошкові частинки або

волокнисті матеріали різної природи. Привабливі фізико-механічні властивості, які можна отримати за допомогою металоматричних композитів (ММК), таких як високий питомий модуль, міцність та термічна стійкість, були достатньо описані в роботах. ММК поєднують в собі металеві властивості (пластичність та міцність) з керамічними властивостями (висока міцність і високий модуль), що призводить до збільшення міцності, підвищенні експлуатаційних характеристик. Протягом останніх років збільшується інтерес до металоматричних композитів зі сторони аерокосмічної, автомобільної та інших галузь застосувань, внаслідок наявності відносно недорогих армуючих компонентів та розробки різних 40 технологічних підходів, що приводять до менш затратної та більш простої технології отримання ММК.

Тому метою даної роботи є розширення можливості використання композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ та утворення металоматричних композитів у яких зміцнюючою фазою є керамічні композити.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Загальні положення

Композит – це гетерофазний матеріал, окремі фази якого виконують специфічні функції, забезпечуючи йому властивості, яких не має жодний з компонентів окремо [1]. Композиційний матеріал (далі КМ) одержують поєднанням кількох компонентів, що мають малу або відсутню розчинність та відрізняються за властивостями. Один компонент пластичний, інший має високі характеристики міцності. Таким чином, у КМ кожний компонент відіграє свою роль: матриця забезпечує пластичність, зміцнювач - міцність матеріалу.

КМ класифікують за рядом ознак:

- за видом матеріалу матриці (металеві, керамічні, полімерні, вуглецеві);
- за формою зміцнювального компонента (волокнисті, шаруваті та дисперсно-зміцнені). Волокна можуть бути безперервними і дискретними;
- за схемою армування (для волокнистих матеріалів) - з одновісним, двовісним, тривісним та багатовісним армуванням;
- за видом матеріалу зміцнювача (металеві частинки, металеві волокна і шари, вуглецеві, борні, скляні, органічні, керамічні волокна). Залежно від технології введення армуючих волокон у матрицю застосовують різні форми армуючих елементів: нитки, джгути, стрічки, тканини [1].

У КМ на основі полімерних матриць як полімер використовують епоксидні, поліуретанові, фенольні, поліамідні смоли, що мають низьку густину, високу міцність і жорсткість, невисоку температуру полімеризації та гарні технологічні властивості[2].

У КМ з металевою матрицею основним матеріалом для матриць є сплави на основі Al, Mg, Ti. В якості наповнювача використовують нитки з карбіду кремнію, вуглецеві волокна, оксиди алюмінію та бору, тонкі дроти металів[2].

У КМ керамічного типу матрицею служать оксиди, карбіди, нітриди та інтерметаліди[2].

Властивості КМ залежать від матеріалу зв'язувальної речовини та наповнювача, кількісного їх співвідношення, форми наповнювача, для волокнистих КМ - від схеми армування і довжини волокон[2].

Матриця зв'язує композит, надає йому форму. Від властивостей матриці залежать технологічні режими одержання КМ і такі характеристики, як густина, питома міцність та робоча температура [2].

Механізми зміцнення КМ дисперсними частинками і волокнами принципово відрізняються. У дисперсно-зміцнених КМ міцність залежить від здатності дисперсних частинок гальмувати рух дислокацій у матриці, при цьому основне навантаження сприймає матриця, і міцність значно залежить від відстані між частинками та їх розмірів. Залежно від розміру армуючих частинок дисперсно-зміцнені матеріали поділяють на: матеріали з частинками від 0,01 мкм до 0,1 мкм у кількості до 15 % та композити з частинками, які перевищують за розмірами 1 мкм, при загальній кількості понад 25 %. В матеріалах першого типу матриця несе основне навантаження, в той час як частинки утруднюють переміщення дислокацій і тим самим викликають зміцнення. Коефіцієнт зміцнення, оцінений як відношення тимчасового опору композиту до тимчасового опору матриці $\sigma_{\text{комп}} / \sigma_{\text{матр}}$, для них може досягати 15. У композитах другого типу навантаження розподіляється між матрицею та наповнювачем. Крім того, наповнювач, як і в першому випадку, перешкоджають руху дислокацій. Загальне зміцнення $\sigma_{\text{комп}} / \sigma_{\text{матр}}$ досягає 25[2].

Прикладом КМ першого типу може бути Al, зміцнений високодисперсними частинками Al_2O_3 . Він зберігає свою міцність до високих температур (~1657 °C) та стійкий проти повзучості. Такий композит виготовляють методами порошкової металургії. Він може знайти застосування як жароміцний та жаростійкий матеріал.

До матеріалів другої групи можна віднести широко розповсюджені тверді сплави, виготовлені методом порошкової металургії (WC-Co , TiC-Co , $\text{WC-W}_2\text{C}$ тощо), що застосовують для різального інструменту, матриць, пуансонів, лопаток турбін [3].

У композитах, зміцнених волокнами, матриця є середовищем, що передає навантаження волокнам і розподіляє його. Міцність таких КМ при незмінній

кількості зміцнювача залежить від міцності волокон, сили зчеплення між ними і матрицею та від опору матриці зсуву. Як приклад можна розглянути композит «Алор» (алюмінієва матриця з органічним армуючим волокном) [3].

Якщо в А1 $\sigma_b \sim 50$ МПа, то в такому КМ $\sigma_b \sim$ від 500 МПа до 600 МПа, також важливо відмітити, що швидкість росту тріщини, у порівнянні з А1, знижується більш ніж у 20 разів. Це зумовлено гальмуванням розвитку тріщини волокнами [4].

Також варто зазначити, що у зміцненні волокнистих матеріалів важливу роль відіграє відношення довжини волокна до його діаметру, так як з його збільшенням зростає міцність КМ.

Гібридними називають КМ при виготовленні яких використовують різні наповнювачі, що дозволяє отримати кращі службові та технологічні характеристики, так як є можливість поєднання переваг різних матеріалів [5].

Кількість наповнювача у волокнистих КМ може змінюватися від декількох до 80 %, а коефіцієнт зміцнення може досягти 50 [5].

1.2 Характеристики матеріалів

1.2.1. Характеристики алюмінію

Перспективним матеріалом для створення легких та високоміцних металоматричних композитів є А1. Алюміній – сріблясто-білий легкий метал, добрий провідник тепла і електричного струму, пластичний, легко піддається механічній обробці, має кубічну гранецентровану кристалічну ґратку (просторова група $Fm\bar{3}m$). Найближча відстань між двома атомами становить 2,863 Å. Прийнятий період кристалічної ґратки алюмінію $a = 4,0414$ Å при кімнатній температурі [6]. Кристалічна ґратка стабільна при температурах від 4 К і до температури плавлення 933 К. Параметр ґратки дуже слабо змінюється від наявності домішок.

Атомний радіус алюмінію визначений як половина між найближчими атомами-сусідами в кристалічній структурі і рівний 1,43 Å.

Теоретична густина його кристалічної ґратки становить 2,69872 г/см³. Експериментальна густина для полікристалічного алюмінію високої чистоти при 20 °С становить 2,6989 г/см³, а у монокристалів - на 0,34 % вище.

Так, густина розплавленого алюмінію чистотою 99,996 % на 6,6 % менше, ніж у твердого металу, і за температури 973 К становить 2357 кг/м³ і майже лінійно знижується до 2304 кг/м³ за температури 1173 К [6].

Коефіцієнт термічного розширення відпаленого алюмінію за температури 293 К становить $23 \cdot 10^{-6}$ і практично лінійно зростає до $37,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ за температури 900 К.

Теплопровідність повністю відпаленого алюмінію в твердому стані знижується з ростом температури від $2,37 \text{ Вт} \cdot \text{см}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ (298 К) до $2,08 \text{ Вт} \cdot \text{см}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ (933,5 К) і при температурах вище 100 К є практично не чутливою до чистоти металу[6].

При нагріванні Al та переході його з твердого стану в рідкий спостерігається різке зниження теплопровідності: від $2,08 \text{ Вт} \cdot \text{см}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ до $0,907 \text{ Вт} \cdot \text{см}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, а далі, з ростом температури, вона збільшується та при температурі 1000 °С становить вже $1,01 \text{ Вт} \cdot \text{см}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$.

Питомий опір алюмінію високої чистоти при температурі 20 °С становить $2,6548 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$. Провідність алюмінію залежить від його чистоти, причому вплив різних домішок залежить не тільки від концентрації цієї домішки, а й від того чи вона знаходиться в твердому розчині чи поза ним. Сильніше за все підвищують опір алюмінію домішки літію, мангану, хрому, магнію, титану і ванадію. Питомий опір ρ відпаленого алюмінієвого дротика в залежності від вмісту домішок можна за формулою:

$$\rho = 0,0264 + 0,007\text{Si} + 0,0007\text{Fe} + 0,04(\text{Ti} + \text{V} + \text{Cr} + \text{Mn}).$$

При температурі $(1,175 \pm 0,001) \text{ К}$ алюміній переходить в надпровідний стан.

При переходу алюмінію з рідкого стану в твердий питомий опір різко збільшується з 11 мкОм·м до 24 мкОм·м [6].

Температура плавлення алюмінію дуже чутлива до чистоти металу і для алюмінію (99,996 %) становить 933,4 К (660,3 °С), а температура початку кристалізації за Шкалою температур Кельвіна вважається рівною 660,37 °С і використовується для калібрування термопар. Підвищення зовнішнього тиску збільшує температуру плавлення алюмінію, і може досягати 700 °С при тиску близько 100 Мпа [6].

Питома теплоємність C_p алюмінію при 0 °С становить 0,90 Дж·г⁻¹·К⁻¹, зі збільшенням температури вона зростає і визначається рівнянням:

$$C_p = C_0 + bT,$$

де C_0 – теплоємність при температурі 0 °С;

$$b = 2,96 \cdot 10^{-3};$$

T – температура, К.

Поверхневий натяг σ досягає найвищого значення при температурі плавлення, з ростом температури він знижується:

$$\sigma = 868 - 0,152(t - t_n),$$

де σ – поверхневий натяг, Н/м;

t – температура, °С;

t_n – температура плавлення алюмінію, °С.

В'язкість алюмінію при температурі плавлення становить 0,012 Па·с і збільшується при наявності навіть невеликого вмісту твердих включень, наприклад, оксиду алюмінію і нерозчинних домішок. З ростом температури в'язкість знижується. Легуючі добавки Ti, Fe, Cu збільшують, а Si і Mg знижують в'язкість сплаву [6].

1.2.2 Фізичні та хімічні властивості титану та його сплавів

Чистий титан має досить високу температуру плавлення ($1668\text{ }^{\circ}\text{C}$); температура його кипіння – $3169\text{ }^{\circ}\text{C}$ [7]. Зі щільністю, рівною $4,505\text{ г/см}^3$ при кімнатній температурі, він займає проміжне місце між залізом і алюмінієм. Титан погано проводить тепло, має низький коефіцієнт теплопровідності (від $18,85\text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$ до $22,4\text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$), володіє значним електроопором (в залежності від вмісту домішок коливається в межах від $42\cdot 10^{-8}\text{ Ом}\cdot\text{см}$ до $80\cdot 10^{-6}\text{ Ом}\cdot\text{см}$). Коефіцієнт лінійного розширення титану менше, ніж у магнію, алюмінію, міді, заліза, нікелю. Титан парамагнітний [7]. Титан та титанові сплави володіють виключно високим опором корозії, перевищуючи корозійну стійкість нержавіючих сталей, що обумовлено утворенням на поверхні титану щільної оксидної плівки. Титан і його сплави стійкі у всіх природних умовах: атмосфері, ґрунті, прісній і морській воді, навіть в умовах спекотного та вологого морського клімату. Титан високої чистоти володіє малою міцністю і високою пластичністю ($\sigma_b \approx 240\text{ МПа}$; $\delta \approx 60\%$; $\psi \approx 70\%$) [8].

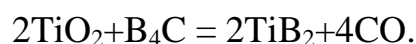
Для отримання заданих механічних властивостей титан легують алюмінієм, ванадієм, марганцем, молібденом, хромом, залізом і деякими іншими елементами та термооброблюють. Тимчасовий опір на розрив промислових титанових сплавів змінюється в межах від 400 МПа , для малолегованих, до 1600 МПа для високолегованих термічно зміцнених сплавів. Титан існує в двох поліморфних модифікаціях: низькотемпературній (α) з гексагональною щільно упакованою ґраткою, параметри якої були визначені на титані підвищеної чистоти [9] і складають: $a=0,29511\text{ нм}$, $c=0,46843\text{ нм}$, відношення $c/a=1,5907$, та високотемпературній (β) з кубічною об'ємноцентрованою ґраткою, параметри якої при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ складають $0,33069\text{ нм}$, при кімнатній температурі – $0,3282\text{ нм}$. Температура поліморфного перетворення $\alpha \rightarrow \beta$ в йодидному титані становить $882,5\text{ }^{\circ}\text{C}$. Щільність α -титану за результатами дослідження найбільш чистих зразків дорівнює $4,505\text{ г/см}^3$, щільність β -титану при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (розраховано за періодами ґратки) $4,471\text{ г/см}^3$, при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ становить $4,319\text{ г/см}^3$. Титан хімічно дуже активний. Він має велику спорідненість до кисню, азоту і вуглецю, здатний утворювати

сплави з багатьма металами. Численні дослідження, проведені з титаном різного ступеня чистоти, показують, що такі домішки, як кисень, азот, вуглець, підвищують температуру поліморфного перетворення, а металеві домішки знижують її. Ступінь чистоти разом з попередньою механічною та термічною обробками суттєво впливають на механічні властивості титану. Йодидний титан, який містить 0,01 % кисню [8].

1.2.3 Диборид титану (TiB₂)

Диборид титану – це керамічний матеріал з ковалентним типом зв'язку та відмінними властивостями, такими як висока твердість, висока температура плавлення, висока хімічна стабільність, тепло- і електропровідність [9]. Крім того, TiB₂ має малий кут змочування і чинить опір розплавленим металам і галогенідам. Іноді TiB₂ розглядають як найкращу армуючу добавку до титану, що пов'язано з відносно високими значеннями температури плавлення, модуля пружності і твердості, але можливість утворення TiB і T₃B₄ на границях Ti-TiB₂, як відомо, не дасть потрібних результатів [9]. TiB₂ цікавий для виготовлення зносостійких компонентів в аерокосмічній техніці і ріжучого інструменту [9]. Проте низька механічна міцність, ударостійкість і помірне окиснення також обмежує їх використання.

Диборид титану(TiB₂) - хімічна сполука металу титана і бору отримується з реакції:



Властивості TiB₂ кращі властивостей схожої речовини, карбіду титану (TiC)₂ [10]:

- надзвичайно висока твердість (від 25 ГПа до 35 ГПа при кімнатній температурі);

- висока температура плавлення (3225 °C);
- висока теплопровідність (від 60 Вт/(м К) до 120 Вт/(м К)).

1.2.4 Властивості композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$

Неметалеві тугоплавкі сполуки бору (бориди, а також карбіди, нітриди, силіциди та інші) переважно проявляють ковалентний тип хімічного зв'язку і напівпровідникові властивості. Сукупність властивостей, які характерні і для металів, проявляються в сполуках бору з лантанідами та актиноїдами. В найбільшій мірі вони виражені в боридів перехідних (4а-6а підгруп періодичної системи ім. Д.І. Менделєєва) та рідкісноземельних металів. Основною перешкодою для широкого використання боридів на практиці є висока їх крихкість. Однак серед металоподібних сполук бориди після інтерметалідів характеризуються найбільшим запасом пластичності, меншою, в порівнянні з карбідами, чутливістю до термоударів [11].

Такі властивості дибориду титану, як висока корозійна і жаростійкість, тепло і електропровідність, хороша адгезія до арсеніду галію, кремнію, ситалу, скла, технічної кераміки, металів, перспективні для практичного використання в мікроелектроніці в якості плівкових провідників, контактних і бар'єрних шарів, захисних покриттів [11].

Високої чистоти монокристали тугоплавких боридів характеризуються більш високою пластичністю і більш низьким газовиділенням, підвищеною ерозійною стійкістю і стійкістю до термоциклічної дії, до парів та розплавів лужноземельних металів, підвищеним опором повзучості в порівнянні з відповідними матеріалами технічної чистоти і тому являються перспективними для застосування в якості конструкційних замість тугоплавких металів в катодних вузлах з боридними катодами. Для цього необхідно вирішити проблему підвищення в'язкості та тріщиностійкості матеріалів на основі боридів перехідних та рідкісноземельних металів при збереженні їх міцності та жаростійкості.

Підвищення в'язкості кераміки досягається не введенням в неї пластичної фази, а за рахунок такого явища, як структурне зміцнення: зупинка та відхилення напрямку розповсюдження тріщин, зміна механізму розтріскування, тобто макророзтріскування замінюється на мікророзтріскування, фазові перетворення під навантаженням, зміцнення волокнами та ін. Відхилення напрямку розповсюдження тріщин може відбуватися при взаємодії з границями зерен, включеннями інших фаз або полями внутрішніх напружень, що вносяться цими фазами. Вплив відхилення напрямку поширення мікротріщини полягає у тому, що рух тріщини в напрямку перпендикуляра до розтягуючих напружень або вздовж напружень стиснення блокується, що і призводить до зниження рушійної сили її розповсюдження, яке може розглядатися, як підвищення тріщиностійкості. З енергетичної точки зору підвищення ефективної енергії руйнування пов'язане з утворенням великої кількості вільних поверхонь при непрямолінійному шляху тріщини. Відхилення тріщини може відбуватись як за рахунок огинання включень, у нашому випадку включення дибориду титану, так і за рахунок видовження фронту тріщини прогинанням між частинками. В обох випадках ефект зміцнення залежить від об'ємної фракції включень і відстані між ними, міжфазної взаємодії [11].

Різниця коефіцієнтів термічного розширення приводить до того, що при охолодженні спечених матеріалів від температур, нижче яких фази не можуть пластично деформуватися, відбувається утворення внутрішніх залишкових напружень в фазових складових та на міжфазній границі відповідно до їх значень коефіцієнтів термічного розширення та модулів зсуву.

При взаємодії з цими зонами крихка тріщина, що намагається орієнтуватись перпендикулярно до розтягуючих і паралельно до стискаючих напружень, буде використовувати додаткову енергію огинання частинок, або фронт її переміщення буде ними затримуватися, що в результаті забезпечує підвищення тріщиностійкості матеріалу. Однофазний LaB_6 , отриманий спіканням, а також більш ефективними методами (гарячим пресуванням, ізостатичним гарячим пресуванням), має низький рівень тріщиностійкості. Це обумовлено жорсткою направленістю міжатомних

зв'язків октаедричних груп бору ($B_6=B^*$, де октаедр бору можна замінити на гіпер атом B^*) в гексабориді лантану, його високим опором пластичній деформації і низькою рухливістю атомів до температури близької до температури плавлення. Збільшити міцність і тріщиностійкість кераміки можна створивши гетерогенну структуру введенням в матрицю в'язких, крихких або волокнистих компонентів іншої фази. Однією з найбільш ефективних домішок іншої фази, є дибориди MeB_2 ($Me - Ti, Zr, Hf$). При цьому найбільший ефект спостерігається в тих випадках, коли для створення високоміцних матеріалів використовують композиційні порошки, або речовини, які самі по собі або продукти дисоціації яких при температурі консолідації хімічно взаємодіють з гексаборидом лантану, що приводить до активації процесів зміцнення [12].

На рисунку 1.1 наведена діаграма плавкості системи $LaB_6 - TiB_2$.

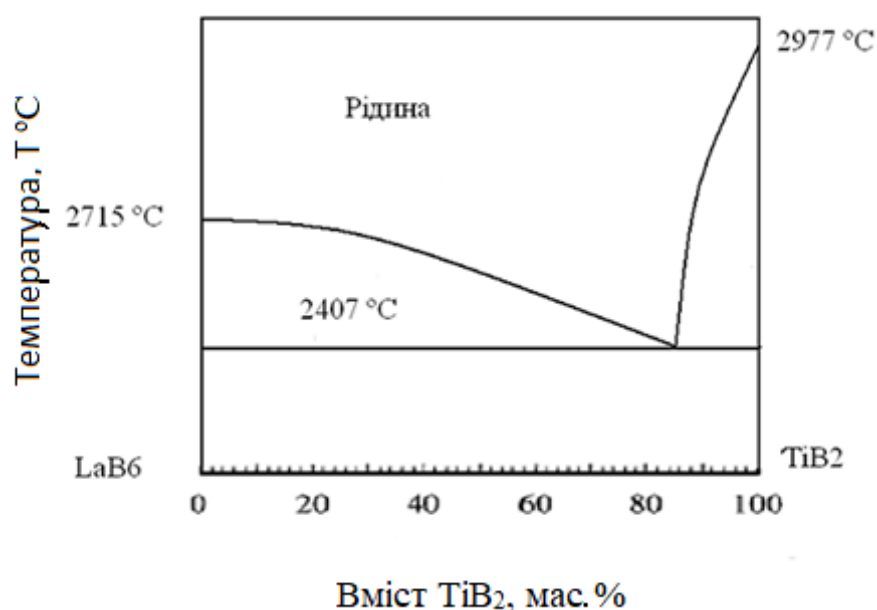


Рисунок 1.1 – Діаграма плавкості системи $LaB_6 - TiB_2$

Температура плавлення $LaB_6 - 2715^{\circ}C$, а $TiB_2 - 2977^{\circ}C$. Евтектика утворюється при температурі $2407^{\circ}C$ [12].

Оскільки одними із найбільш ефективних термоемісійних матеріалів є гексаборид лантану, який широко застосовуються для виготовлення

конструкційних елементів катодних вузлів. Робота вузлів в умовах швидкісного нагрівання та охолодження за температурних і збереження високої термостійкості є однією із важливих умов довготривалого їх використання. Легування гексабориду лантану диборидом титану дозволяє збільшити міцність композитної кераміки до 10 разів. Пояснення полягає в тому, що фазові компоненти кераміки $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ мають близькі значення міжплощинних відстаней (місфіт по 5 напрямках не перевищує 1 %), коефіцієнт термічного розширення (КТР) лежить в межах від 10 % до 15 % по різних напрямках, волокна TiB_2 мають структурну досконалість із низкою густиною дислокацій ($<10^6 \text{ см}^{-2}$), які і підвищують в'язкість руйнування [13].

1.2.5 Характеристика гексабориду лантану

Гексаборид LaB_6 має просту кубічну ґратку Браве, утворену атомами лантану. У центрі комірки розташований октаедр з атомів бору. У структурі комплекси з борних октаедрів, також як і атоми лантану, розташовані по вершинам куба. Між октаедрами існує міцний ковалентний зв'язок, який формує каркас з атомів бору.

Чітко виражена анізотропія емісійних властивостей LaB_6 обумовлена атомною структурою граней (рис. 1.3) [16].

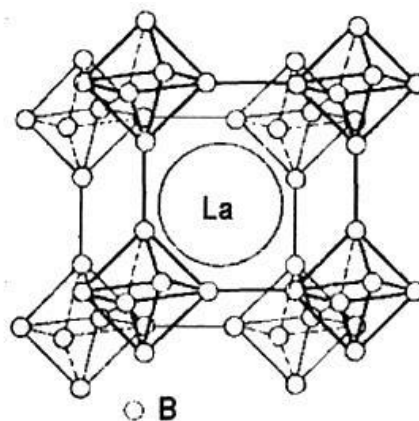


Рисунок 1.3 – Структура гексабориду лантану [13]

Чистий гексаборид лантану використовується переважно як матеріал термокатодів електронно-променевих установок для плавки, напилення і зварювання металів, тому що має відносно високу густину емісії електронів при відносно низьких температурах, але при температурі вище 1500 С він інтенсивно випаровується, а при швидкому нагріванні та охолодженні руйнується [14].

Застосування катодів з монокристалічною структурою дозволило усунути більшість факторів нестабільної роботи спеченого LaB_6 і досягти прийнятної зміни струму пучка ($1 \cdot 10^{-3}$ А/ч) у звичайному режимі без прийняття будь яких заходів для стабілізації струму. Основною перевагою монокристалічних катодів з LaB_6 є можливість одержання гладенької емітуючої частини катода з радіусом закруглення від 1 мкм до 2 мкм і зниження роботи виходу емітеру, у зв'язку з вибором найбільш ефективної кристалографічної орієнтації емітуючої поверхні. Монокристалічна структура дозволяє використовувати головну перевагу LaB_6 – анізотропію роботи виходу [15].

1.3 Евтектичні композити

Діаграма стану Al-La (рис. 1.4) вперше була побудована за результатами мікроструктурного та термічного аналізів. Було встановлено існування трьох сполук: Al_4La , Al_2La , AlLa . Діаграма стану Al-La була знову детально вивчена за допомогою мікроструктурного та рентгенівського аналізів. При дослідженні використовували Al з чистотою 99,99 мас. % і La з чистотою 99,9 мас.%. В системі утворюються сполуки $\text{Al}_{11}\text{La}_3$, Al_3La , Al_xLa , Al_2La , AlLa , AlLa_3 . Сполуки $\text{Al}_{11}\text{La}_3$, Al_2La плавляться конгруентно при температурі 1240 °С і 1405 °С, відповідно. Сполуки Al_3La , Al_xLa , Al_2La , AlLa , утворюються за перетектичними реакціями при температурах 1170 °С, 1240 °С, 873 °С, 550 °С, відповідно [17].

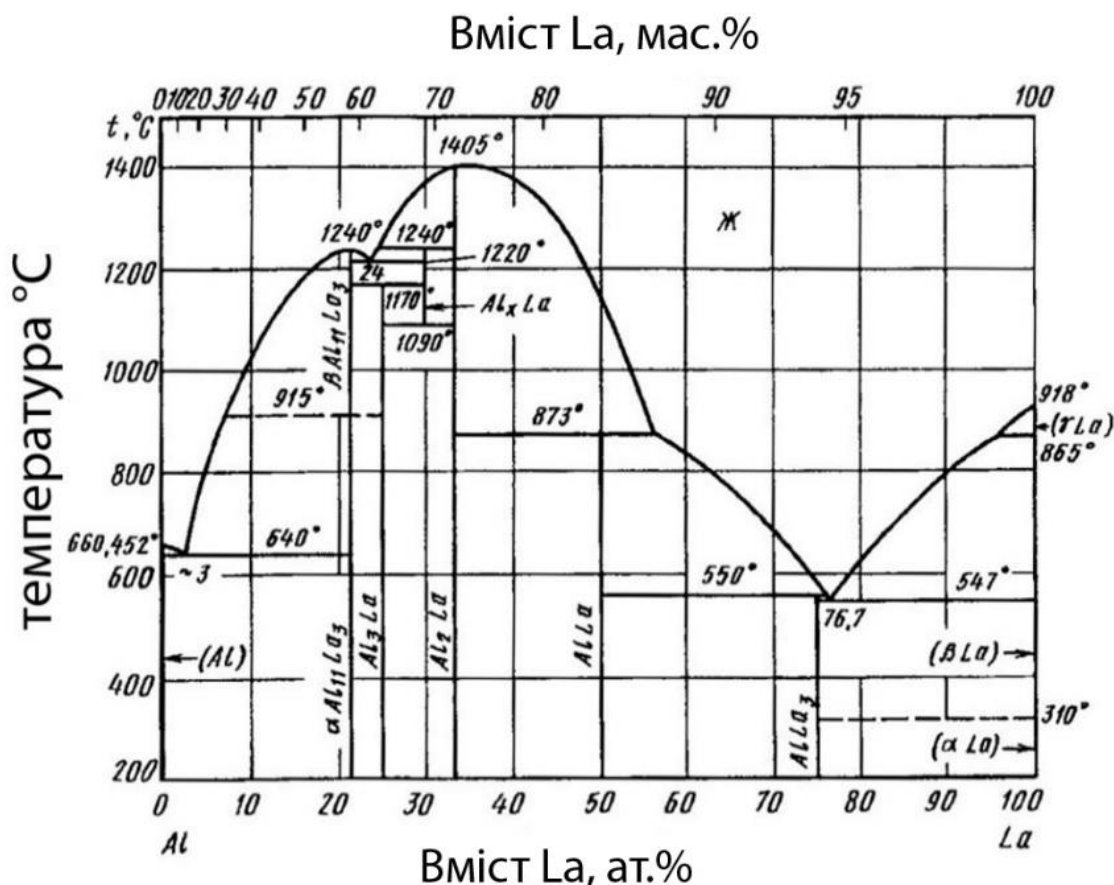


Рисунок 1.4 – Діаграма стану системи Al-La [17]

У сплавах системи кристалізуються евтектики $\text{Al} + \text{Al}_{11}\text{La}_3$ при температурі 640°C , $\text{Al}_{11}\text{La}_3 + \text{Al}_x\text{La}$ при температурі 1220°C та $\text{La} + \text{AlLa}_3$ при температурі 547°C . При температурі 915°C в сполучі $\text{Al}_{3\text{II}}\text{La}_3$ відбувається поліморфне перетворення. Крім цього найближча до Al евтектика кристалізується при температурі 639°C , сполука Al_2La плавиться при 1424°C , сполука AlLa утворюється при температурі 859°C [17].

Алюміній не розчиняється в лантані. Розчинність лантану в алюмінії, визначена методами мікроструктурного аналізу, вимірів електроопору та мікротвердості при температурах 620°C , 600°C та 500°C складає $0,006\%$ (ат.) ($0,03\%$ мас. %), $0,002\%$ (ат.) ($0,01\%$ мас. %) $<0,002\%$ (ат.) ($<0,01\%$ мас. %), відповідно. Максимальна розчинність при температурі 640°C складає $0,01\%$ (ат.) ($0,05\%$ (за масою)) La [17].

На основі перших досліджень було запропоновано діаграму стану Al-Ti (рис.1.5), що характеризувалась наявністю широких зон твердих розчинів на основі α , β Ti та сполуки $TiAl(\gamma)$. Сполука $TiAl_3$ майже не має області гомогенності. Подальші дослідження показали, що в твердому стані відбуваються процеси впорядкування, зв'язані з утворенням нових проміжних фаз. Вважається, що існують сполуки Ti_3Al , Ti_2Al , $TiAl_6$ і $TiAl_2$. Але подальші дослідження підтвердили існування лише двох сполук Ti_3Al , $TiAl_2$, окрім уже відомих $TiAl$, $TiAl_3$ [17].

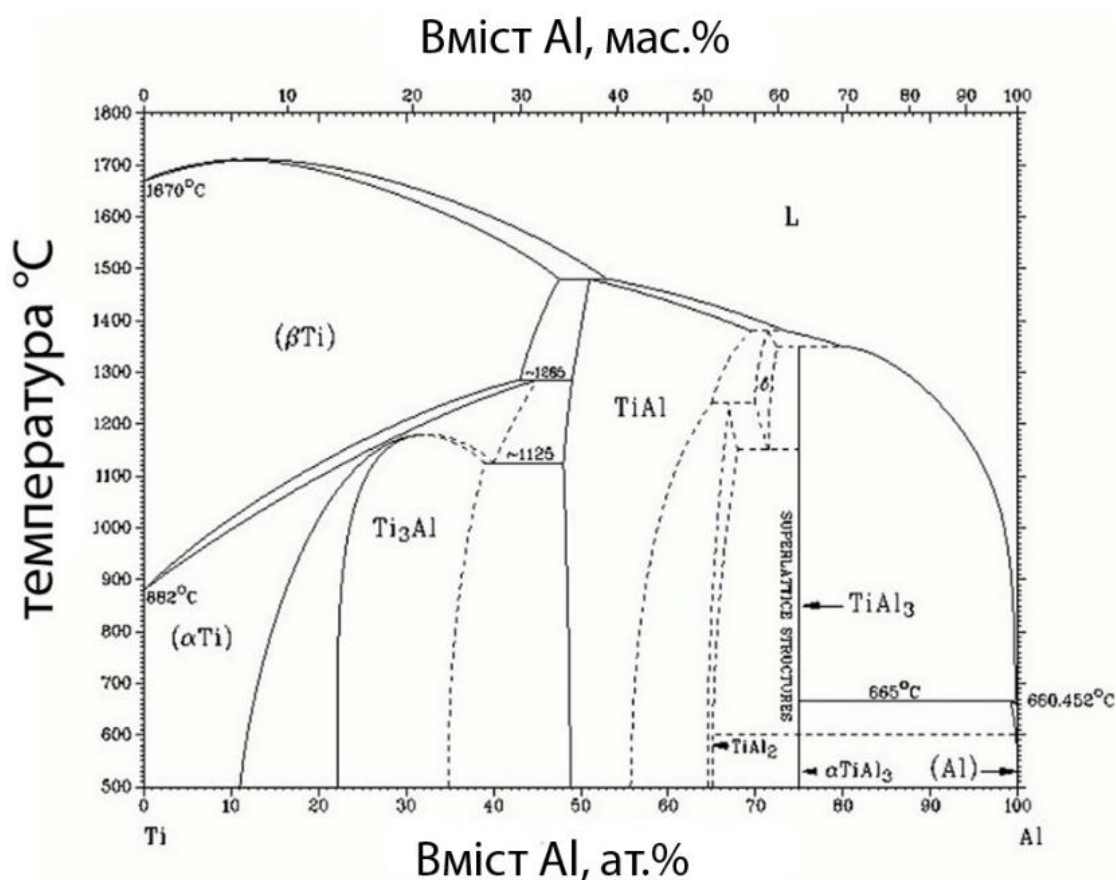


Рисунок 1.5 – Діаграма стану системи титан-алюміній [17]

Твердий розчин на основі сполуки Ti_3Al отримав символ a_2 . Характер і температура утворення сполук Ti_3Al і $TiAl_2$, а також положення границь фазових областей $(\alpha Ti)/(\alpha Ti) + a_2$ на протязі довгого часу не отримували у дослідників спільної думки. Відповідно до даних рентгенівського, мікроструктурного та інших досліджень сполука Ti_3Al утворюється за реакцією $(\beta Ti) \leftrightarrow Ti_3Al$ при температурі

1125 °C. За даними диференційного термічного та електронномікроскопічного аналізів сполука TiAl утворюється при упорядкуванні (αTi) і за температур від 850 °C до 1180 °C. За даними дослідження можливе існування двох модифікацій фази TiAl_2 . Високотемпературна фаза δ утворюється при перетектичній реакції при температурах вище 1400 °C і розпадається за евтектоїдною реакцією при температурах вищих за 1000 °C на суміш TiAl_2 та TiAl_3 [17].

У роботі [18] вважають, що в потрійній системі Al-B-Ti існують два боридних з'єднання TiB_2 і AlB_2 . Обидва кристалізуються в гексагональній структурі з близькими параметрами решітки. Точно не відомо, чи утворюють вони безперервний ряд твердих розчинів (Al, Ti) B_2 , чи співіснують у стані двофазної рівноваги $\text{AlB}_2 + \text{TiB}_2$. Ключовою особливістю фазової діаграми Al-B-Ti є те, що спільна розчинність B і Ti в алюмінії виключно мала [18].

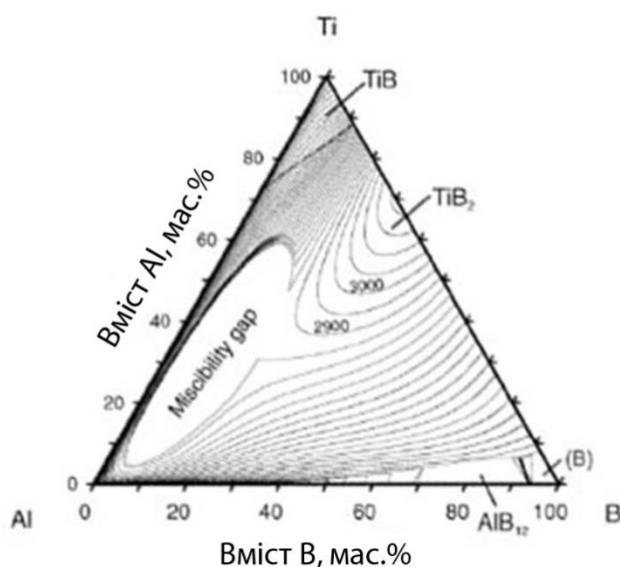


Рисунок 1.6 – Розрахункова поверхня ліквідусу потрійної системи Al-Ti-B з рідкофазною межею розчинності [18]

Низька розчинність відображається сильною крутизною поверхні ліквідусу TiB_2 . Висока термодинамічна стійкість і температура плавлення TiB_2 призводять до виникнення кордону розчинності, що з'являється в трикомпонентній рідкій фазі

при дуже високих температурах. Це показано на проекції загальної поверхні ліквідусу на рисунку 1.6.

Відомий ефект зменшення розміру первинних полікристалічних зерен TiAl при утриманні в розплаві слідів бору або дибориду титану.

1.4 Опис діаграми стану La-Cu

Діаграма стану системи показана на рисунку 1.7 побудована за даними роботи [15] на основі результатів диференційного термічного, рентгенівського та металографічного аналізів. В системі присутні чотири металеві з'єднання два з яких (LaCu_6 і LaCu_2) плавляться конгруентно, а два інших (LaCu_5 та LaCu) утворюються за перетектичними реакціями за температури 805°C [19].

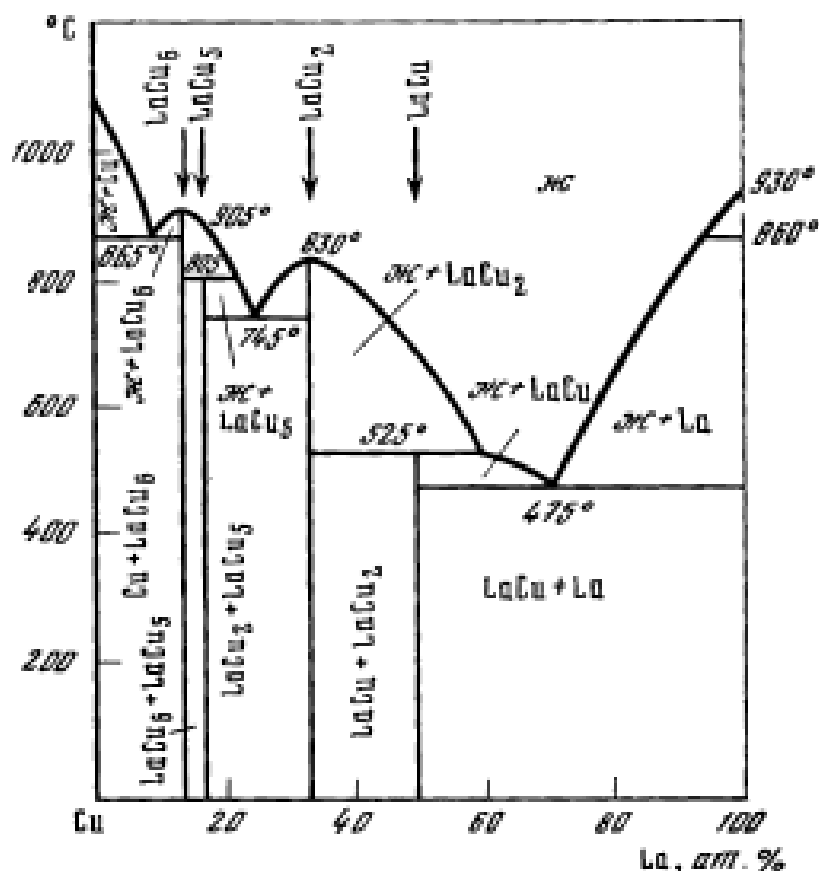


Рисунок 1.7 – Діаграма стану системи Cu-La [19]

1.5 Опис діаграми стану Ti-Cu

Діаграма стану мідь – титан досліджена багатьма авторами [19].

На рисунку 1.8 приведена діаграма Cu—Ti, побудована згідно результатам робіт [20, 21] (у верхній частині за даними [22]) згідно результатів термічного, металографічного та рентгенівського аналізів Система характеризується утворенням шести з'єднань [23].

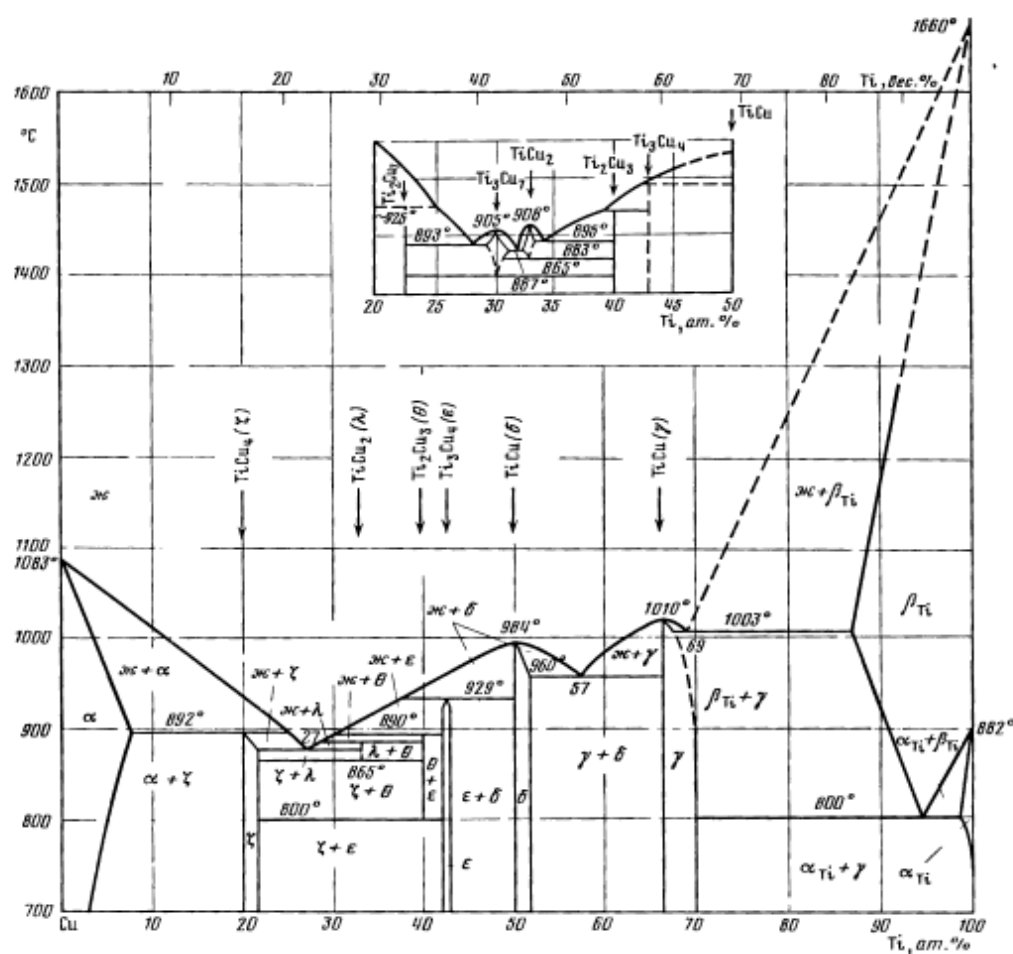


Рисунок 1.8 – Діаграма стану системи Cu-Ti [19]

1.6 Металоматричні композити

Отримання металоматричних композитів (далі ММК) з високотвердими армуючими порошками ускладнено через погану (інколи відсутню) змочуваність між розплавом матричного металу і зміцнювачами при ливарних способах отримання композитів, чи недостатньої міцності, внаслідок слабкої адгезії на межі поділу компонентів, при порошкових методах. Для отримання ММК використовують методи механічного легування і динамічного ущільнення [20].

Порошки, як фазу зміцнення, для металоматричних композитів утворюють переважно двома методами. Подрібнюють об'ємний матеріал і розсівають його по фракціям. У такому методі порошки мають неправильну об'ємну форму і наслідують дефекти фазового і структурного стану об'ємного матеріалу. Другим способом є утворення (кристалізація) порошкового композиту, наприклад, при атомізації (розпиленні) матеріалу необхідного фазового стану [20].

Метод механічного легування – спільна обробка порошкових сумішей у високоенергетичних млинах. При механічному легуванні відбуваються процеси в структурі, в результаті яких в об'ємі порошкової суміші виникають гранули композиційного матеріалу. Кожна гранула набуває структуру, що складається із матриці і рівномірно розподілених в ній наддисперсних частинок зміцнювачів. При цьому матриця характеризується високою щільністю дефектів кристалічної ґратки, зумовленою значними деформаціями зсуву, що виникають в місці контакту порошку та мельних тіл. Ефективними методами компактування гранул, отриманих в процесі механічного легування є динамічні методи консолідації [20].

Порівняно з монолітними металами, ММК мають:

- більш високі співвідношення міцності та щільності;
- більш високі співвідношення жорсткості та щільності;
- краща стійкість до втоми;
- кращі властивості при підвищених температурах;
- нижчі коефіцієнти теплового розширення;

- краща зносостійкість.

Перевагами ММК над полімерними матричними композитами є:

- вогнестійкість;
- більш висока поперечна жорсткість і міцність;
- відсутнє поглинання води;
- більш високі електро та теплопровідність;
- краща радіаційна стійкість;
- виготовлення може проводитися за допомогою звичайного

металообробного обладнання.

Деякі недоліки мМК порівняно з монолітними металами та полімерними матричними композитами є:

- вища вартість деяких систем;
- складні способи виготовлення для армованих волокном систем (крім лиття) [21].

1.7 Алюмоматричні композити

Як і всі композити, алюмінієво-матричні композити – це не єдиний матеріал, а сімейство матеріалів, жорсткість, міцність, щільність, теплові та електричні властивості яких можна задати наперед. Матричний сплав, армуючі частинки, їх об'єм і форма, розташування та спосіб виготовлення можуть бути різними для досягнення необхідних властивостей [21].

Незалежно від варіацій, алюмінієві композити дають перевагу низької вартості порівняно з більшістю інших ММК. Крім того, вони забезпечують відмінну теплопровідність, високу міцність на зсув, відмінну стійкість до стирання, високотемпературну експлуатацію, а також можуть формуватися та оброблятися на звичайному обладнанні [21].

Алюмінієві ММК виготовляють литтям, порошковою металургією та методами пресування з фольги та волокон. Вони застосовуються в гальмівних

колодках, поршнях, інших автомобільних компонентах, велосипедах, деталях машин, електронних підкладках, а також у широкому спектрі інших конструкційних та електронних застосувань [21].

1.8 Висновки та постановка задач дослідження

Створення нових композиційних матеріалів, які б мали високу міцність поряд з високою електропровідністю, пластичністю та здатністю працювати в екстремальних умовах є основною задачею сьогодення. Отримування металоматричних композитів методами порошкової металургії є економічно доцільним, завдяки високій продуктивності і зменшенню витрат матеріалу при механічній обробці.

Встановлено, що легування металевої матриці керамічними частинками дозволяє підвищити фізико-механічні властивості за рахунок утворення міцної границі розділу матриця-армуюча фаза.

Метою роботи є вивчення закономірностей отримання виробів методами порошкової металургії на основі металева матриця – армуюча складова у вигляді керамічного композиту.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні задачі:

- а) дослідити закономірності формування структури під час просочування керамічного каркасу розплавом алюмінію;
- б) дослідити закономірності формування структури під час іскроплазмового спікання керамічного композиту та міді;
- в) дослідити закономірності формування структури під час селективного лазерного плавлення керамічного композиту та алюмінієвого сплаву;
- г) дослідити механічні властивості отриманих зразків;
- д) дослідити фазовий склад.

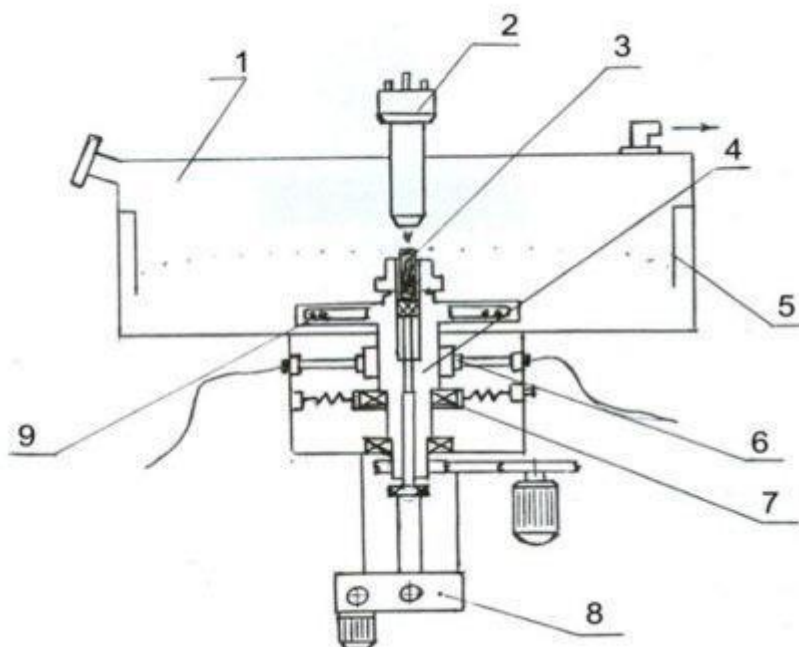
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Вихідні матеріали

2.1.1 Одержання порошків евтектичного сплаву

У процесі виконання дипломної роботи було отримано частинки композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ у порошковому стані методом відцентрового плазмового розпилення (рис. 2.1).

Порошки евтектичного сплаву були виготовлені за технологією, яка детально описана в роботі [22].



1 – камера; 2 – плазмотрон; 3 – дослідний зразок сплаву; 4 – обертач;
5 – екран; 6 – струмопідвід; 7 – вузол рухомого підшипника; 8 – вузол
подачі зразка; 9 – вузол стабілізації валу

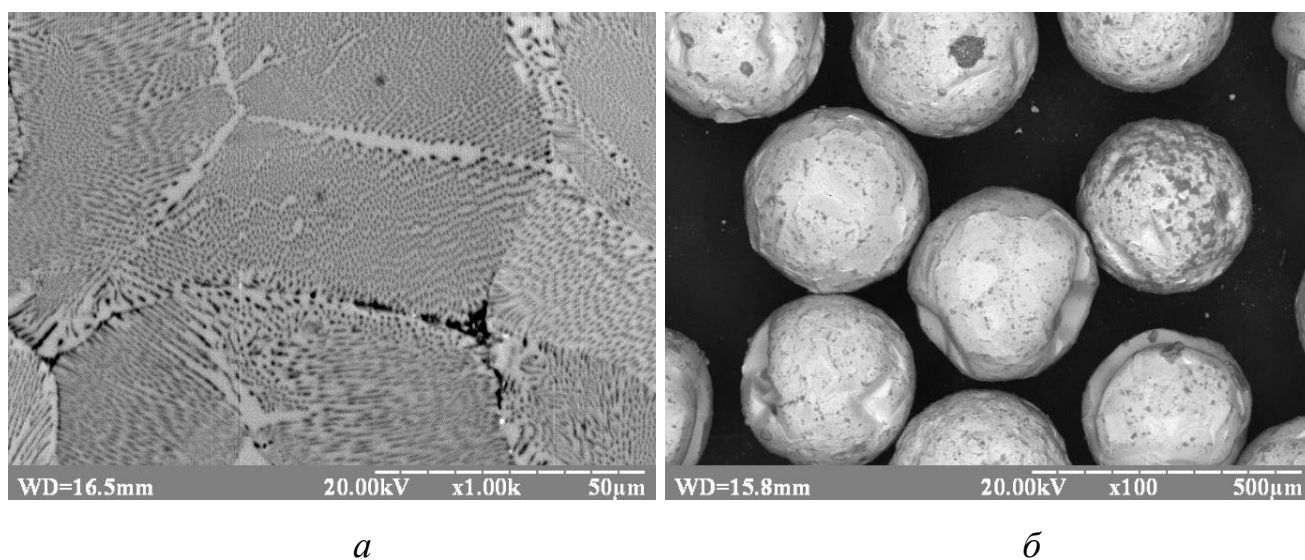
Рисунок 2.1 – Схема установки для відцентрового розпилення [22]

В якості вихідних матеріалів використовувались порошки гексабориду лантану і дибориду титану чистотою 98,4 мас. %. Відсотковий вміст TiB_2 становить 11 мас. % у $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$.

Заготовки діаметром 30 мм і довжиною 60 мм формувались на гідравлічному пресі при тисках від 50 МПа до 100 МПа і висушувались у вакуумній сушильній шафі протягом 12 годин при 100 °С. Для підвищення міцності стержні піддавались спіканню при температурі 1600 °С у вакуумній шахтній електропечі [22].

Одержані стержні піддавались відцентровому розпиленню на промисловій плазмовій установці створеній в Інституті електрозварювання ім. Е. О. Патона (рис. 2.1). В основу установки покладений відцентровий метод, при якому джерелом нагріву служить плазмова дуга, а розпилення розплаву здійснюється за рахунок відцентрового ефекту [23, 24].

Морфологія порошку $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ і мікроструктура армованого композиту представлені на рисунку 2.2. Розмір частинок порошку становить близько 350 мкм (рис. 2.2). Мікроструктура порошку являє собою матрицю LaB_6 (світлі ділянки див. рисунок 2.2 та волокна TiB_2 (темні включення).



а – структура порошку $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ після розпилення; *б* – морфологія порошку $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ після розпилення

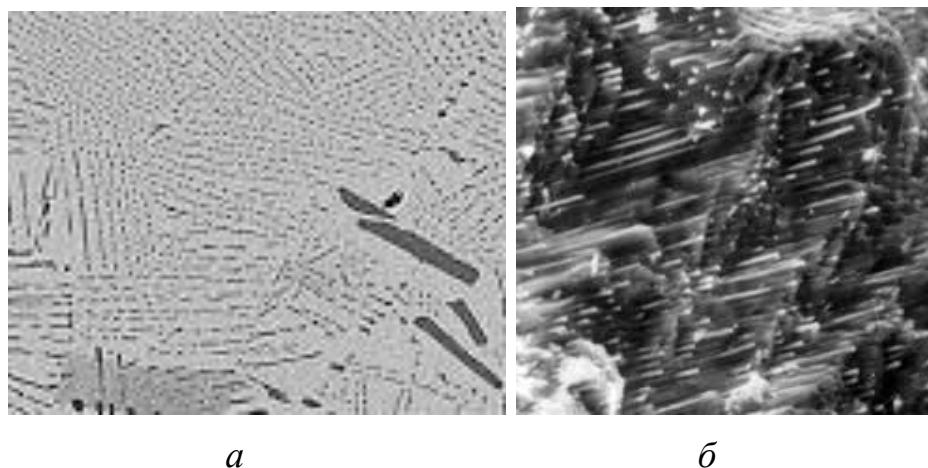
Рисунок 2.2 – Результати досліджень мікроструктури

Волокна TiB_2 у порошковому композиті мають діаметр в 5 разів менший (від 0.05 мкм до 0.1 мкм) ніж в об'ємному композиті (отриманому методом безтигельної

зонної плавки [23]), де він становив розмір в межах від 0,2 мкм до 0,7 мкм із відстанями між включеннями $\sim 1,1$ мкм.

2.1.2 Створення модифікованої морфології поверхні частинок керамічного композиту

Порошки керамічних композитів $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ оброблялись таким чином, щоб на поверхні частинок залишились оголені включення армуючої фази. Для досягнення цієї мети потрібно було видалити з поверхні матричну фазу (гексаборид лантану). При цьому армуюча фаза (диборид титану) повинна залишитися недоторканою. Найбільш простим методом для цього може стати хімічне травлення. Так, для порошку евтектичного сплаву $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$, найбільш підходящим реагентом є азотна кислота HNO_3 , яка у концентрованому вигляді є відомим травником для гексабориду лантану, проте не реагує з диборидами перехідних металів. Таким чином, було отримано евтектичні порошки з бажаною модифікованою поверхнею (рис. 2.3) [22].



a – сферична поверхня в стані після розпилення; *б* – поверхня порошку із оголеними волокнами після травлення

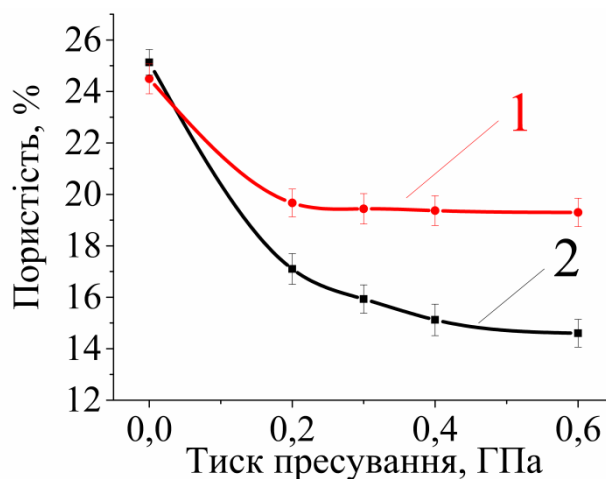
Рисунок 2.3 – Мікроструктура поверхні порошкового композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$

Для отримання металоматричних композитів використовувались порошки $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ у вихідному стані після розпилення і з модифікованою поверхнею.

2.2 Отримання металоматричних композитів з алюмінієм

При виготовленні пресовок зразків композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ із додаванням Al в кількості (20, 40 мас.%) досліджено залежності пористості від тиску пресування для зразків із різною поверхнею.

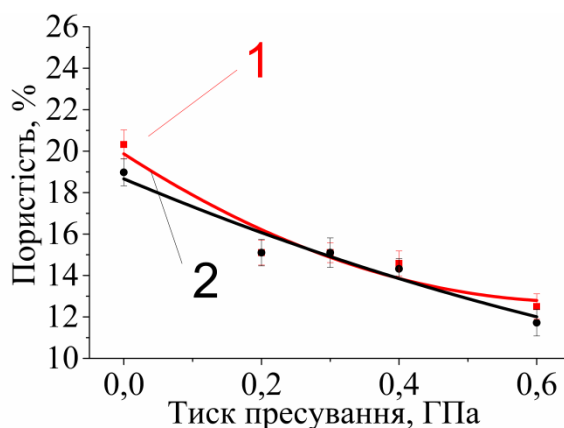
Для порошкового композиту із 20 мас.% Al пористість суттєво залежить від стану поверхні (рис. 2.4). На початкових стадіях пресування пористість пресовок зменшується із тиском. При подальшому навантаженню для порошків із не обробленою поверхнею пористість не змінюється (рис. 2.4). В порошках із оголеними волокнами подальший тиск пресування зменшує пористість. Дослідження показало, що в цьому випадку порошинки композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ торкаються одне одного і руйнуються, оскільки оголені титані волокна мають більший модуль зсуву порівняно із гексаборидом титану.



1 – не оброблена поверхня сферичного порошку, 2 – поверхня з оголеними
волокнами

Рисунок 2.4 – Графік залежності пористості композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ від тиску пресування при вмісті алюмінію 20 мас.%

Для порошкового композиту із 40 мас.% Al пористість практично не залежить від стану поверхні (рис. 2.5). На початкових стадіях пресування пористість пресовок зменшується із тиском. Від початкових стадій пресування і до кінцевих значень пористість пресовок композиту.



1 – не оброблена поверхня сферичного порошку, 2 – поверхня з оголеними волокнами

Рисунок 2.5 – Графік залежності пористості композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ від тиску пресування при вмісті алюмінію 40 мас.%

Дослідження показало, що в порошках із не обробленою поверхнею та із оголеними волокнами між порошинками композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ знаходиться алюміній і вони не торкаються один до одного. Тому ущільнення пресовок залежить тільки від тиску і не впливає на подрібнення сферичних частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$.

2.3 Отримання композитів селективним лазерним плавленням

Порошкову суміш AlSi10Mg із середнім розміром зерна від 15 мкм до 63 мкм та евтектичні керамічні гранули LaB_6 (89 мас.%) - TiB_2 (11 мас.%) [25] із середнім розміром зерен до 200 мкм використовували як вихідні матеріали (рис. 2.6).

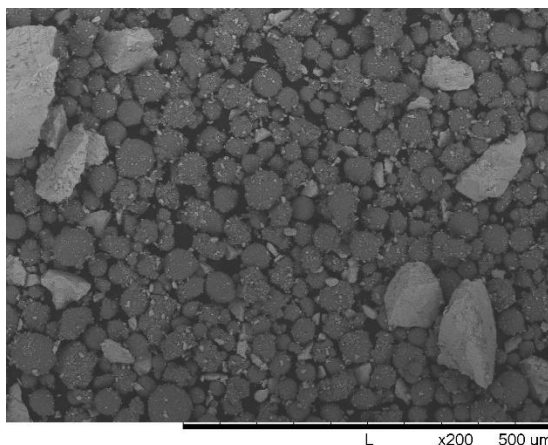


Рисунок 2.6 – Мікроструктура суміші вихідних порошків LaB_6 - TiB_2
та AlSi10Mg

Процес тривимірного друку проводили наступним чином: робочу платформу покривали шаром порошку відповідної товщини. Після сканування шару порошку лазером платформа рухається вниз на товщину одного шару і процес повторюється. У зв'язку з тим, що максимальний розмір частинок порошку в суміші складав 200 мкм, необхідно визначити оптимальну товщину шару порошку на платформі побудови, при якій порошинки великого розміру залишалися б на платформі, і як результат потрапляли до складу композиту після обробки лазерним променем. У даному випадку використовували товщину шару 50 мкм, 100 мкм, 150 мкм та 200 мкм. Перед Селективним(Вибірковим) Лазерним Плавленням порошкової суміші, при заданих товщинах шару було проведено попередні тести із чистим AlSi10Mg , для визначення обмеження параметрів процесу, а також впливу збільшення товщини шару на структуру та властивості (особливо пористість) чистої матриці.

Попередні тести показали що чистий AlSi10Mg можна отримати шляхом селективного (вибіркового) Лазерного Плавлення у всьому діапазоні заданих товщин шару порошку. Шорсткість поверхні отриманих зразків була оцінена візуально і зростала із зростанням товщини шару. Тривимірний друк суміші порошків проводився при ідентичних умовах.

Об'ємну щільність (ρ) отриманих матеріалів вимірювали за допомогою методу Архімеда та теоретичні щільності розраховували на основі щільності TiB_2 (4,549 г/см³), LaB_6 (4,72 г/см³) та AlSi10Mg (3,95 г/см³), за правилом сумішей.

2.4 Отримання металоматричних композитів з міддю

Отримання систем $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ з мідною матрицею включає в себе дозування порошків, приготування суміші і спікання під тиском іскроплазмовим методом. Вміст міді в $\text{Cu-(LaB}_6\text{-TiB}_2) = 30$ об.%. Технологічна схема одержання показана на рисунку 2.7 [22].



Рисунок 2.7 – Технологічна схема одержання $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ з металевою матрицею

Порошкову суміш завантажували в графітову прес-форму з внутрішнім діаметром 10 мм. Зовнішня поверхня прес-форми була обмотана графітовим

войлоком товщиною 5 мм, з метою зменшення втрат тепла шляхом випромінювання. Для забезпечення якісного контакту між пуансонами і матрицею та полегшення процесу вивільнення зразка після спікання застосовували графітову фольгу. Процес спікання проводили на установці KCE®-FCT HP D 25-SD (Germany). Процес спікання проводили у вакуумі 5 Па. Два типи зразків (один без модифікації поверхні та інший з модифікацією поверхні частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$) нагрівали до температури в діапазоні від 850 °C до 1050 °C зі швидкістю 200 °C/хв, та витримували при максимальній температурі протягом 5 хв. Тиск пресування становив 30 МПа. Кожний зразок поступово охолоджувався до температури 600 °C зі швидкістю 100 °C/хв, а потім, до кімнатної температури разом із піччю. Температуру вимірювали за допомогою оптичного пірометра.

Зважаючи на відмінність густин композиційного порошку $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ та порошку міді більш як у два рази значна відмінність у фракційному складі необхідно було вирішити складне завдання - отримання однорідної порошкової суміші. Саме тому було запропоновано обкатування сферичних частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ дисперсним мідним порошком. Вміст міді в суміші порошків становив 30 об.%. Для більшої адгезії між частинками армованого композиту та міді було використано пластифікатор - 2,5 % розчин полівінілового спирту. Для видалення залишку вологи та полімеризації пластифікатору проводили сушку у вакуумі (10 Па) при температурі 100 °C протягом 2 годин.

2.5 Дозування матеріалів

Дозування порошків проводилось на лабораторних терезах, змішування - багаторазовим просіюванням на лабораторних ситах з розміром комірок 50 мкм. В якості пластифікатора вводився полівініловий спирт. Він додається в вигляді 2,5 %-ного водного розчину в кількості 20 мл на 100 гр. суміші. Суміш протиралась через сито три рази і поступала на пресування. Розрахунок навіски проводився по формулі:

$$G = V \cdot \rho_k (1 - \Pi) \cdot K,$$

де G – маса порошку (г);,

V – об'єм пресовки (см^3);

ρ_k – густина компактного матеріалу (гр/см^3);

Π – пористість пресовки;

K – коефіцієнт ($K = 1.01$).

Об'єм пресовки визначається по формулі:

$$V = \pi h D^2 / 4,$$

де h – довжина пресовки, см;

D – діаметр пресовки, см.

2.6 Металографічні дослідження

Зразки після спікання готували для проведення мікроскопічних досліджень шляхом шліфування та полірування з використанням алмазних дисків від 0,5 мкм до 120 мкм. Для мікроструктурних досліджень використовували скануючу електронну мікроскопію, (мікроскоп РЕМ 106И).

Для проведення металографічних досліджень зразки були запресовані у порошок бакеліту. Після цього зразки шліфувалися за допомогою шліфувального паперу з зернистістю P180, P320, P600, P800, P1200, P2500. Завершальним етапом було полірування зразків діамантовою суспензією з розміром частинок 3 мкм і 1 мкм.

Мікроструктура композиту $\text{LaB}_6 - \text{TiB}_2 - \text{Al}(\text{Cu})$ досліджувалась за допомогою оптичних мікроскопів Neophot 21 (рис. 2.8) і MEIJI Techno MT8520 (рис. 2.9).

Дослідження також проводились за допомогою електронного растрового мікроскопа з камерою низького вакууму Selmi РЭМ 106 (рис. 2.10) на базі Інженерно-фізичного факультету Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського».



Рисунок 2.8 – Оптичний мікроскоп Neophot 21

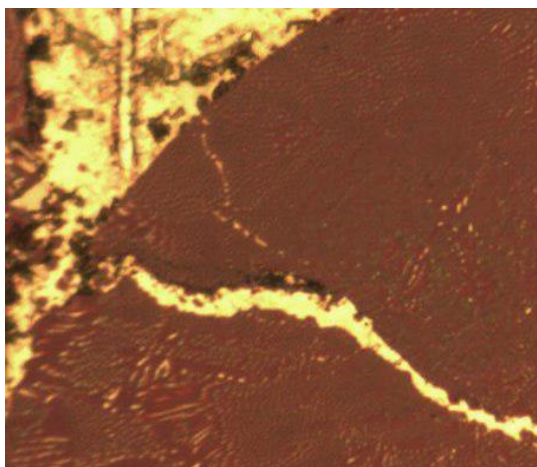


Рисунок 2.9 – Оптичний мікроскоп MEIJI Techno MT8520

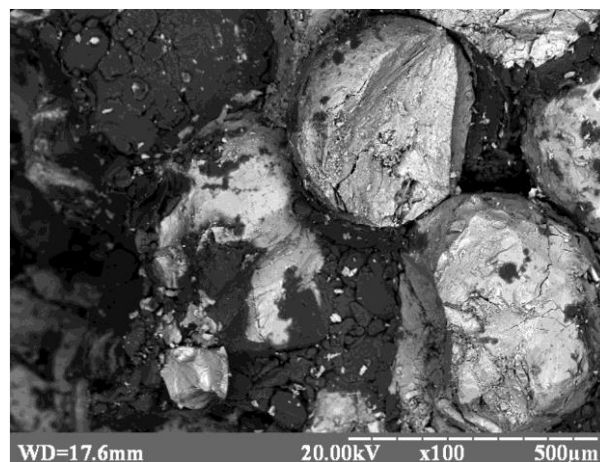


Рисунок 2.10 – Растровий мікроскоп Selmi РЭМ 106

У ході металографічного дослідження було виявлено проміжну фазу між алюмінієвою матрицею та композитом, що її армує (рис. 2.11).



a



б

a – не оброблена поверхня;

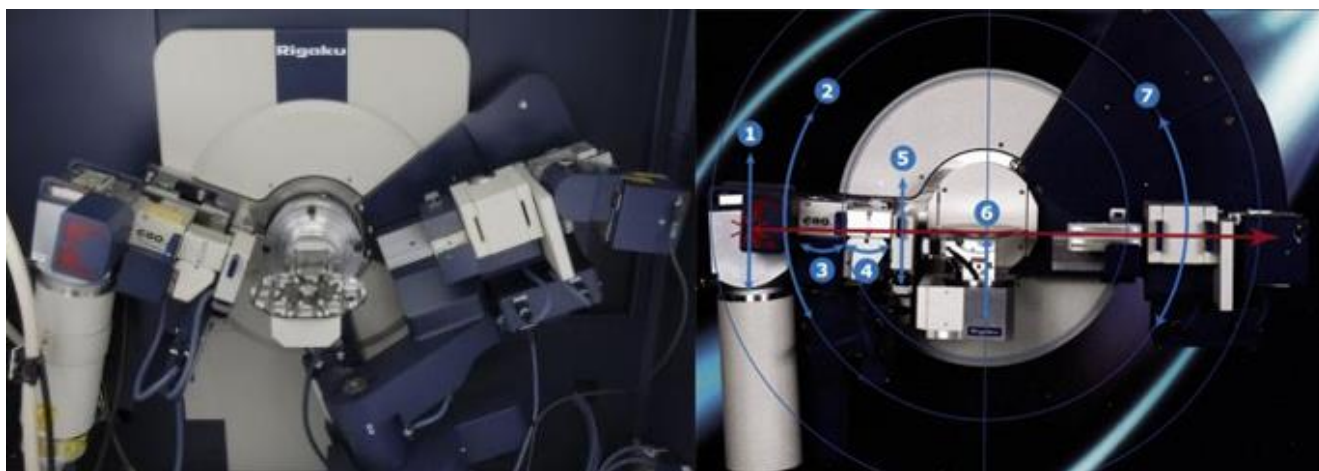
б – поверхня із оголеними волокнами бориду титану

Рисунок 2.11 – Мікроструктура $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2\text{-20 об.}\% \text{ Al}$, після ХІП та спікання

Проміжні фази між металевою матрицею та композитом виявляються більш наглядно на шліфі зразків, в яких використовували порошок композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ із оголеними волокнами. На рисунку 2.11 добре видно, що порошки сферичного композиту подрібнюються, якщо вони використовуються із модифікованою поверхнею

2.7 Рентгеноструктурний аналіз

Для дослідження фазового складу та структури композитів було використано рентгеноструктурний аналіз, який проводився на дифрактометрі Ultima IV фірми Rigaku. Схема камери установки зображена на рисунку 2.12 та програмне забезпечення PDXL. Дослідження проводилися в мідному випромінюванні із довжиною хвилі $\text{Cu}\alpha = 0.1541$ нм. Були відзняті « θ - 2θ » рентгенограми із кроком пересування зразка по 2θ в 0.02° та експозицією 4с. Використовували обертання зразків. Фазовий аналіз проводився за програмами RIR та Ritveld'a. Напружений стан порошоків після спікання вимірювався за методом зсуву та нахилу ($\sin^2\psi$).



- 1 – висота джерела; 2 – кут джерела; 3 – поперечна оптична балка;
4 – кристалооптика; 5 – висота прорізу; 6 – поверхня зразка; 7 – кут ходу детектора

Рисунок 2.12 – Камера дифрактометра Ultima IV фірми Rigaku

У процесі розшифровки дифрактограм можна виділити наступні основні етапи: первинна обробка дифрактограми; визначення міжплощинних відстаней, розподіл відбитків рентгенограми до різних кристалографічних фаз. ідентифікація фазового складу речовини; індексування дифрактограми; розрахунок та уточнення параметрів елементарної комірки; перевірка правильності розрахунків.

Для визначення кристалографічної орієнтації волокон та їх орієнтаційного співвідношення з матрицею проводиться текстурний аналіз волокон. Орієнтаційне співвідношення визначає яким чином просторова орієнтація фазових складових утворює структуру речовини. Досконалість стану матриці і волокон може бути визначена за методикою дослідження розподілу інтенсивності РВ навколо вузлів оберненої ґратки. Співставлення кристалографічного (орієнтаційного) розташування волокон в матриці відбувається за полюсними фігурами. На них зображуються плями різні по положенню та інтенсивності. Розташування відбитків дозволяє визначити переважну орієнтацію матриці і волокон зразка композиту.

Таким чином, дослідження структурної досконалості композитів рентгенівськими методами дозволяє всебічно, інформативно і швидко охарактеризувати його стан і дати необхідні рекомендації для технологічного процесу.

2.8 Випробування на твердість

2.8.1 Випробування на твердість за Віккерсом

Мікротвердість вимірювали за методом Вікерса за допомогою цифрового твердоміра Model FV-700. У поверхню зразка вдавлювався алмазний індентор у формі чотиригранної піраміди з кутом біля вершини 136° . Після зняття навантаження (5 і 30 Н, час витримки 15 с), вимірювали дві діагоналі відбитку, що залишились на поверхні зразка (рис. 2.13). Значення мікротвердості, що визначається відношенням навантаження до площі бічної поверхні пірамідально відбитку, експериментальна установка видає на дисплей автоматично. Для досліджень зразки відшліфували алмазними абразивними середовищами.

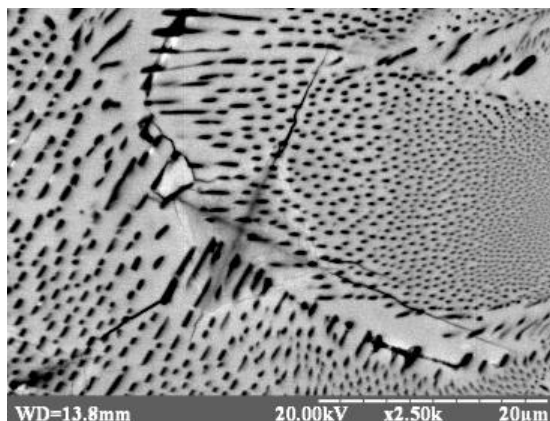


Рисунок 2.13 – Поширення тріщини при вимірюванні мікротвердості металокерамічного композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2\text{-20 об\% Al}$ після спікання

Мікротвердість визначалась за формулою (ASTM E384-11) [24]:

$$H_\mu = 1,854P/d^2,$$

де H_μ – твердість виміряна за Віккерсом, ГПа;

P – навантаження на піраміду, Н.

Для кожного зразка проводилось по 10 вимірювань, отримані дані оброблялися за такими формулами:

$$x = \sigma \pm x_{\text{cp}},$$

$$x_{\text{cp}} = \sum x_i / n,$$

$$\sigma = (x_1 - x_{\text{cp}}) / (n(n-1))^{1/2}.$$

де n – число вимірювань;

x – значення твердості;

σ – нормальне відхилення середнього арифметичного.

2.8.2 Випробування на твердість за Роквеллом

Існує достатня кількість альтернативних шкал (табл. 2.1), з яких найчастіше використовують шкали В і С. Для позначення твердості, визначеної за методом Роквелла, використовують символ HR, до якого додають букву, що вказує на шкалу за якою проводили випробування.

Таблиця 2.1 – Шкали за методом Роквелла

Назва	Шкали	Сила	Індентор	Використання
А	HRA	60 кгс	120° алмазний конус	Інструментальні криці
В	HRB	100 кгс	1,58 мм стальна кулька	Алюмінієві стопи, бронза, м'які криці
С	HRC	150 кгс	120° алмазний конус	Загартовані криці
Д	HRD	100 кгс	120° алмазний конус	Загартовані криці

Для визначення твердості у тонких шарах (плівках) використовують шкали N (алмазний конус), Т (крицева кулька 1,58 мм) і W (крицева кулька 3,16 мм) при навантаженнях 15, 30 і 45 кгс кожна [24].

Чим твердіший матеріал, тим меншою буде глибина проникнення. Щоб притримуватися відповідності матеріалу та числа по Роквеллу, вводять умовну шкалу глибин, беручи за одиницю відліку глибину, рівну 0.002 мм (в окремому випадку, 0,001 мм для тонких шарів). При випробуванні алмазним конусом гранична глибина введення становить 0.2 мм, або $0.2 / 0.002 = 100$ поділок, при випробуванні кулькою — 0.26 мм, або $0.26 / 0.002 = 130$ поділок. Таким чином формули для обчислення значення твердості виглядатимуть таким чином:

а) при вимірі за шкалою А (HRA), С (HRC) і D (HRD):

$$HR = 100 - \frac{H-h}{0.002}.$$

Вираз представляє різницю глибин занурення наконечника (у міліметрах) після зняття основного навантаження і до його прикладання (при попередньому навантаженні).

б) при вимірі за шкалою В (HRB), Н (HRH) та К (HRK):

$$HR = 130 - \frac{H-h}{0.002}.$$

2.9 Вимірювання міцності на стиснення

Міцність на стиснення вимірювали на зразках циліндричної форми діаметром 6 мм та висотою 6 мм. Швидкість навантаження становила 0.5 мм/хв. Розрахунок міцності на стиснення проводили відповідно[25]. Як видно з рисунку 2.14 зі збільшенням додаткового об'ємного вмісту Al – В при обкатці композиту LaB₆-TiB₂ перед спіканням із 20 об % Al міцність на стиснення зростає.

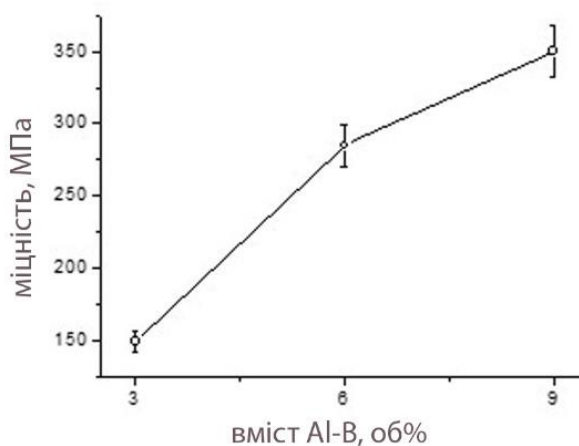


Рисунок. 2.14 – Залежність міцності на стиснення від додаткового об'ємного вмісту Al – В при обкатці композиту LaB₆-TiB₂ перед спіканням із 20 об% Al

Такі матеріали мають конструкційні властивості і перспективні щодо застосування технологій штамповки під час виготовлення деталей із цього металокерамічного композиту. Вимірювання міцності на стиснення (рис. 2.13) показало, що спечені за температури 1100 °С зразки TiB_2 -20 об. % Al з нетравленими частинками мають пластичність при кімнатній температурі до 12 %, а із травленими до 15 % і руйнуються пластично. Пластичність метал матричних композитів LaB_6 - TiB_2 – 20 об. % Al визначається пластичністю матричної фази із алюмінію і знаходиться на рівні металевих сплавів. Більша пластичність метал матричного композиту із оголеними волокнами можна пояснити більшою міцністю меж між металом та композитом та утворенням проміжних фаз із малим місфітом між основними фазовими складовими метал матричного композиту LaB_6 - TiB_2 - Al

Фізико-механічні властивості металоматричних композитів на мідній основі представлено в таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Фізичні та механічні властивості металоматричних композитів (LaB_6 - TiB_2 -Cu) отриманих методом іскро-плазмового спікання

Зразок	Модифікація поверхні частинок LaB_6 - TiB_2	$T_{\text{спік}}$, °C	Густина, г/см ³	Твердість за Роквелом, HRB	Міцність на стиснення, МПа
1	2	3	4	5	6
1	+	850	4.6	80±0,4	-
2	+	900	5.0	82±0.5	266±15
3	+	950	5.3	86±0,7	390±22
4	+	1000	5.6	89±0,7	442±24
5	+	1050	5.7	90±0,8	496±28
6	-	850	4.1	77±0,4	-

Продовження таблиці 2.2

1	2	3	4	5	6
7	-	900	4.4	$79 \pm 0,4$	-
8	-	950	4.8	$81 \pm 0,5$	-
9	-	1000	5.3	$84 \pm 0,4$	148 ± 12
10	-	1050	5.4	$85 \pm 0,5$	255 ± 15

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Гексаборид лантану (LaB_6) за своїми властивостями [26], термічно стійкий до температури близько 2700°C . Додавання LaB_6 в розплав алюмінію або його сплавів не призводить до утворення розчиненої речовини в розплаві.

Кристалічна структура LaB_6 проста кубічна (типу CsCl , $P/m-3m$) з періодом гратки $a = 0,4156$ нм в якій атоми La займають вершини елементарної комірки, а B_6 -октаедри розташовуються навколо вузлів з La та у центрі елементарної комірки [29]. TiB_2 – має гексагональну гратку з відношенням $c/a = 1.12$. Матричними елементами ММ композитів були вибрані Cu , Al , і сплав авіаль AlMgSi (скорочення від «авиационный алюминий») —з добавками других елементів (Mn , Cr , Cu). Авіаль – це алюмінієвий сплав середньої міцності. Магній и кремній є його головними елементами зміцнення. $\text{Mg}+\text{Si}$ в алюмінії при евтектичній температурі дорівнює 1,8% , а Al -98% . Всі три матеріали металоматричних композитів мають гранецентровану кубічну гратку із параметрами $a = 0,36150$ нм для Cu , $a = 0,4049$ нм для Al , і $a = 0,3919$ нм для AlMgSi .

Одна фаза може бути підкладинкою для іншої, якщо існує хороший когерентний зв'язок на границі розділу між ними. Ефективність підкладинки пов'язана з різницею вільної енергії, необхідною для переходу з рідкої в тверду фази [27]. Класичні гетерогенні моделі зародження в основному засновані на куті змочування між підкладинкою і утвореним твердим тілом. Крім того, ще потрібна подібність міжплощинних поверхонь і не обов'язково параметрів ґраток, оскільки зародження може відбуватися спорідненням різних площин. Для цього потрібна максимальна подібність міжплощинних відстаней на поверхні розділу [27,28].

У таблиці 3.1 розрахунком за формулою 3.1 показано, що когерентні границі розділу між LaB_6 та Cu , Al , AlMgSi та їх місфїт. Місфїт між підкладкою та фазою кристалізації обчислювався за рівнянням:

$$\delta = (a_s - a_c) / a_c,$$

де a_s – міжатомна/міжплощинна відстань підкладки;

a_c – міжатома відстань площини, що кристалізується без деформації.

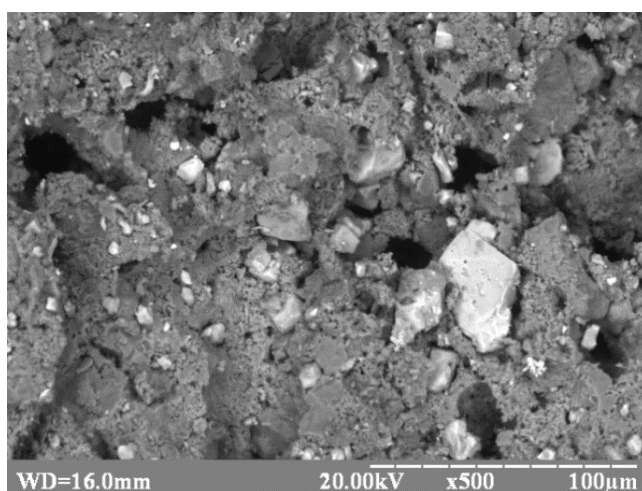
Згідно з розрахованими даними найменший місфіт між площинами гексабориду лантану та матрицями ММ композитів є в діапазоні 1.47-2.91, що є ефективним для гетерогенного зародження на LaB_6 . Орієнтація порошку $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ може сприяти утворених зародків на LaB_6 при активації дифузії.

Таблиця 3.1 – Розрахунок місфіту між площинами LaB_6 і матрицями ММ композитів

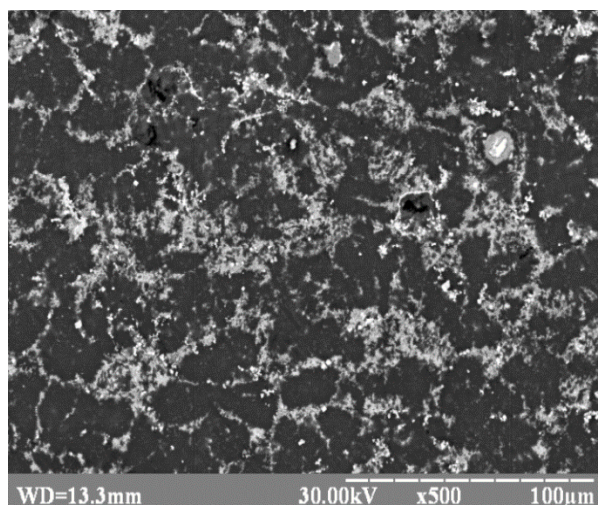
Номер	LaB_6		Al		Cu		AlMgSi		Місфіт δ ,% LaB_6 - матриця		
	d, Å	hkl	d, Å	hkl	d, Å	hkl	d, Å	hkl	Al	Cu	AlMgSi
1	2,399	111	2,32	111	2,088	111	2.24	111	3,44	6,2	3.67
2	2,077	200	2,03	200	1,808	200	1.096	200	2,36	4.68	2.52
3	1,86	210	-	-	-	-	-	-	-	-	-
4	1,469	220	1,43	220	1,278	220	1.38	220	2,78	5.56	2.96
5	1,253	311	1,22	311	1,090	311	1.18	311	2,72	5.43	2.90
6	1,152	320	1,17	320	0.88	-	1.13	320	1,47	2.91	1.56
7	1,109	321	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Для того щоб підібрати режим спікання, у роботі було використано дослідження бакалаврської роботи по впливу додавання $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ до алюмінієвої матриці на фазовий склад та мікроструктуру зразків. Введення порошку гексабориду лантану в суміш порошків металів Al і TiB_2 , які взаємодіють за екзотермічною реакцією під час спікання призводить до активації локального

неоднорідного ущільнення, яке призводить до того, що з одного боку частинки формується досконала і суцільна границя розділу з матрицею із інтерметаліда, а з протилежного утворюється пустота (мікропора розміром від 1 мкм до 2 мкм, витягнута вздовж границі розподілу (рис. 3.1). Після проплавлення утворюється суцільна границя розділу і частинки гексабориду лантану розділені в об'ємі зразка більш рівномірно, ніж після спікання.



а



б

а – вільне спікання; *б* – електронно-променеве спікання

Рисунок 3.1 – Структура пресовки $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2\text{-Al}$ після спікання

Густина зразків після проплавлення становить $4,3 \text{ г/см}^3$, а після спікання $2,8 \text{ г/см}^3$, внаслідок залишкової пористості та утворення додаткових фаз в готовому матеріалі (табл. 3.2).

Таблиця 3.2 – Фазовий склад вихідних матеріалів $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2\text{-Al}$ після вільного спікання та проплавлення

Метод отримання	Al	Ti	Ti Al	$\text{Al}_6\text{Ti}_{19}$	LaB_6	Al_2La	TiB_2	Al_3Ti	Ti_3Al	Al_2Ti
Вміст, %										
Проплавлений	-	-	-	-	39	18,6	-	-	42,15	-
Спечений у водні	26	7	54	3,7	9,7	-	-	-	-	-
Спечений у вакуумі	-	17,68	-	-	11,31	-	-	32,19	10,8	28

Згідно з діаграмою стану при спіканні зразків системи Ti-Al у вакуумі утворюються інтерметаліди Al_3Ti , Ti_3Al , Al_2Ti поряд з вихідними матеріалами. Таким чином, можна сподіватися і на аналогічні реакції із матрицею AlMgSi , оскільки параметри ґраток і місфіт і цих матриць відрізняються не більше, як на 0.6%. Початкова стадія структуроутворення алюмінідів титану: плавлення алюмінію, – спричинена тепловим імпульсом і його подальшим розтіканням каналами капілярно-пористого середовища. Дифузія атомів алюмінію в ґратку титану призводить до зародження в дифузійній зоні перших кристалів інтерметалідних сполук TiAl_3 , TiAl та Ti_3Al . З'ясування, яка ж фаза утворилася в дійсності було проведено рентгеноструктурним аналізом.

Результати цього аналізу показали утворення інтерметаліду Ti_3Al і незначній кількості Al_2La . Титан-алюмінієві сплави мають високу міцність завдяки особливостями кристалічної будови, а саме сильному ковалентному зв'язку між атомами. Наявність їх в металокерамічному композиті призводить до підвищення міцності і, якщо розглядати їх як проміжну зону, то і не знижує пластичність.

Для отримання зразків з більшою щільністю було вирішено використати порошки композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ з модифікованою поверхнею і холодне ізостатичне

пресування. Модифікована поверхня передбачає витравлення LaB_6 з поверхні порошків і отримання на поверхні міцних волокон TiB_2 .

При пресуванні зразків з різною поверхнею було досліджено залежність пористості від тиску пресування (рис 2.4 та 2.5) для віх матриць ММ композитів. З рисунку 2.4 типового для всіх матриць, видно, що на початкових стадіях пористість пресовок зменшується зі зростанням тиску, при подальшому навантаженні пористість в порошках із початковим станом не змінюється, а з модифікованою поверхнею подальший тиск пресування зменшує пористість приблизно в 2 рази. Це пояснюється насиченням густини при початковому стані порошків і

проникненням волокон TiB_2 в матрицю. Як видно з результатів металографічних досліджень в ММ композиті утворюється проміжна фаза між алюмінієвою матрицею та армуючим композитом. Цікаво відмітити, що металографічно було отримано проміжні зони для усіх матриць ММ композитів.

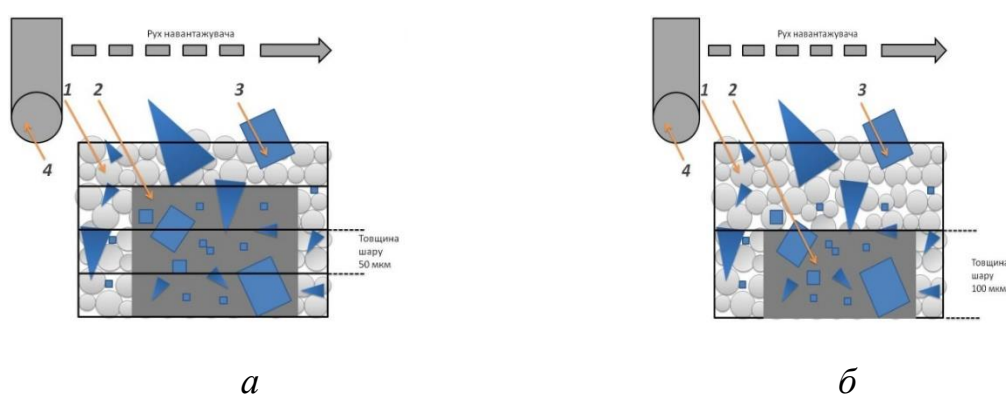
Рентгеноструктурний аналіз підтвердив утворення в проміжній зоні сполук TiAl та $\text{Al}_6\text{Ti}_{19}$ для Al матриці, для авіалі AlMgSi переважною структурою був інтерметалід Ti_3Al , що можливо пояснюється меншим проникненням волокон в зміцнену матрицю авіолі. В ММ композиті із мідною матрицею рентгеноструктурний аналіз довів отримання в проміжній зоні CuTi_2 , LaBO_3 . Також було проведено дослідження мікротвердості ММ композитів із мідною матрицею. З результатів якого видно, що пластичність ММК з модифікованим порошком армуючої фази більша від ММК зі сферичним порошком, та знаходиться на рівні металевих сплавів. Це можна пояснити більшою міцністю зв'язку між металом та композитом, а також утворенням проміжних фаз із малим місфітом між основними фазовими складовими.

Для отримання ММ композитів селективним лазерним плавленням були виготовлені зразки $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2 + 30 \text{ об.}\% \text{ AlSi10Mg}$ з товщиною шару 50 мкм, 100 мкм, 150 мкм та 200 мкм.

При товщині шару 200 мкм не вдалося отримати зразки композиту, а при 150 мкм матеріал був дуже пористим та погано спеченим, руйнувався під час відділення від платформи. Це пов'язано з тим, що порошок AlSi10Mg

розплавляється і розтікається по зразку, при збільшенні товщини шару і кількості розплавленої матриці недостатньо для заповнення об'єму пор, які виникають внаслідок неоднорідності розподілу за розмірами частинок композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$.

Розміри частинок порошку гексабориду в суміші були до 200 мкм. Ми проводили процес при різних товщинах шару для визначення оптимальної товщини шару при таких умовах. З однієї сторони ми обмежені великим розміром частинок, які потрібно включити в композит, з іншої – зразки повинні бути повністю проплавленими до щільного стану. Так при, 150 мкм вже не було ущільнення, а задовільний результат був лише при 100 мкм і 50 мкм (рис. 3.2).



а – товщина шару 50 мкм; *б* – товщина шару 100 мкм;

1 – частинки порошку алюмінієвого сплаву в суміші;

2 – закристалізована деталь (зразок) із композиційного матеріалу;

3 – частинки евтектичного порошку гексабориду з диборидом;

4 – навантажувач порошку

Рисунок 3.2 – Схема селективного лазерного плавлення

Деякі частинки гексабориду перевищують товщину шару. Після навантаження вони можуть залишатися "стирчати" з поверхні порошкової суміші, але після зворотнього ходу навантажувача - розрівнювання при товщині шару 50 мкм, ці порошинки які знаходяться в областях над вже ущільненими шарами зразка закріплені щільним твердим матеріалом знизу і тому, при проходженні

вайпера вони або видаляються в початковий порошок, або в порошок на платформі, але біля деталі, Тобто видаляються з зони майбутнього лазерного впливу а при 100 мкм можуть утворюватися так як є більше місця для реорганізації і це ми бачимо на структурі чітко. На алюмінієву платформу навантажували порошок під силою гравітації він падає в контейнер і заповнює його.

Рентгенівський аналіз спечених металоматричних композитів із авіаль матрицею (рис. 3.3) дозволив ідентифікувати в проміжній зоні утворення крім Ti_3Al , ще AlB_2 .

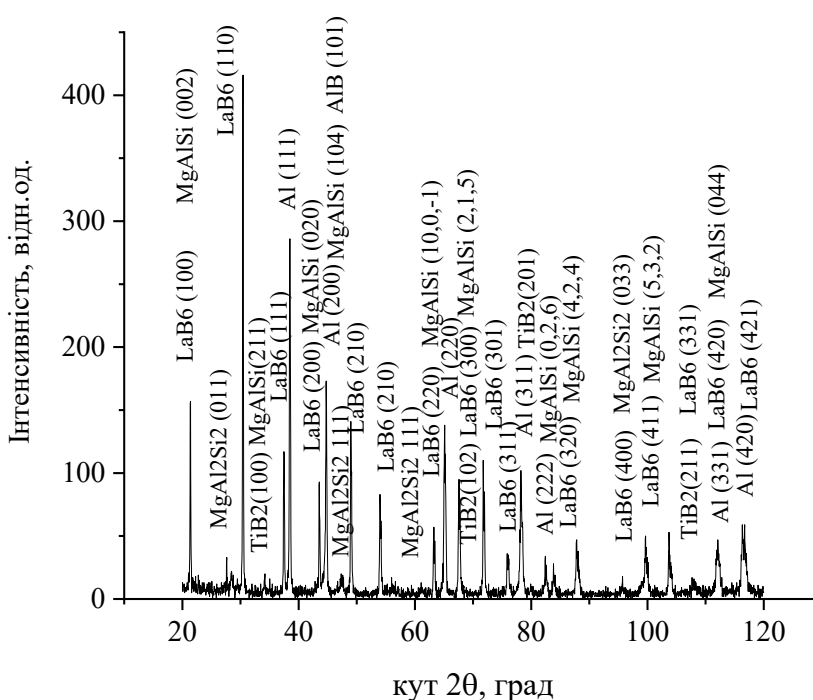
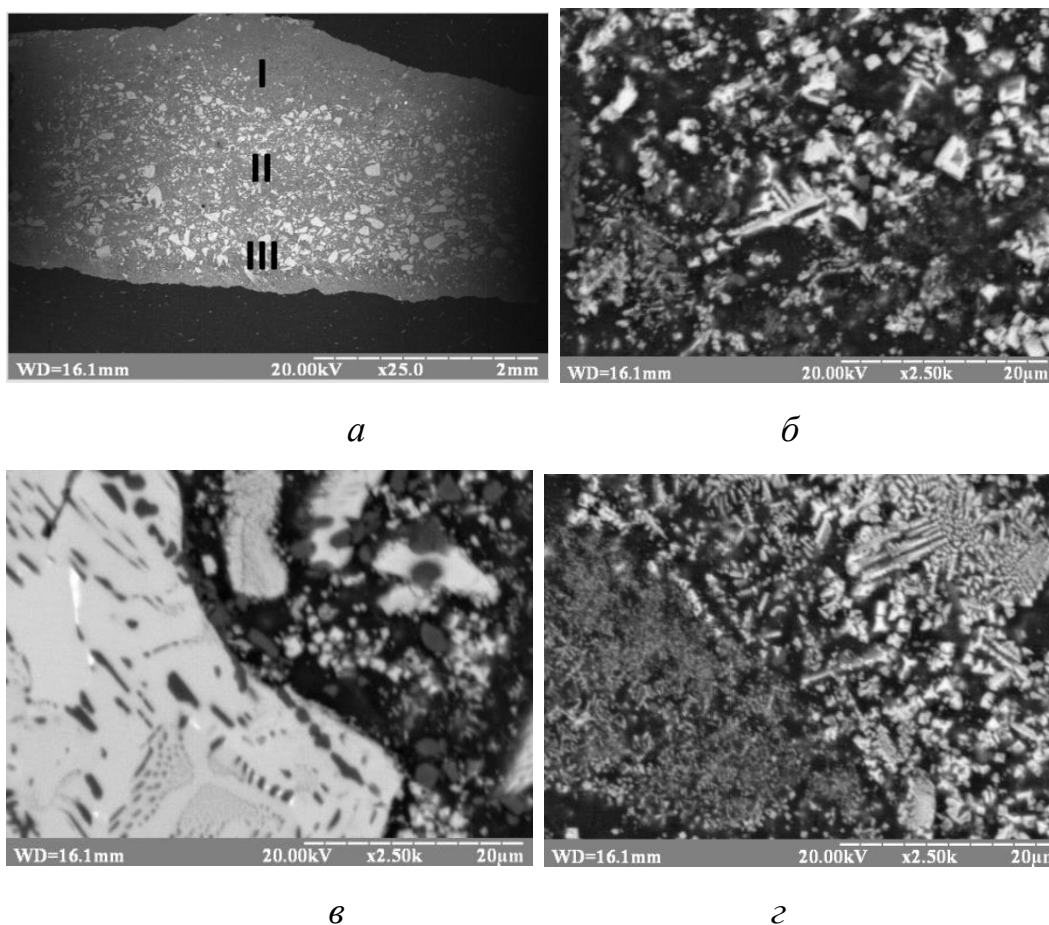


Рисунок 3.3 – Рентгенограма зразка $LaB_6-TiB_2-Al-Si-Mg$ після селективного лазерного спікання

Структура спечених матеріалів складається з матриці на основі авіоля та грубих включень керамічного композиту. Евтектична структура частинок LaB_6-TiB_2 зберігається після селективного лазерного плавлення (рис. 3.4).



a – поперечний переріз; *б* – мікроструктура зразка біля поверхні;
в – мікроструктура зразка в середині; *г* – мікроструктура зразка біля підкладки

Рисунок 3.4 – Мікроструктура металоматричного композиту
 $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2\text{-Al-Si-Mg}$ після селективного лазерного плавлення

Міцність на стиснення композиту $\text{AlSi10Mg+LaB}_6\text{-TiB}_2$ після
 трьохвимірного друку з різною товщиною шару представлена на рисунку 3.5.

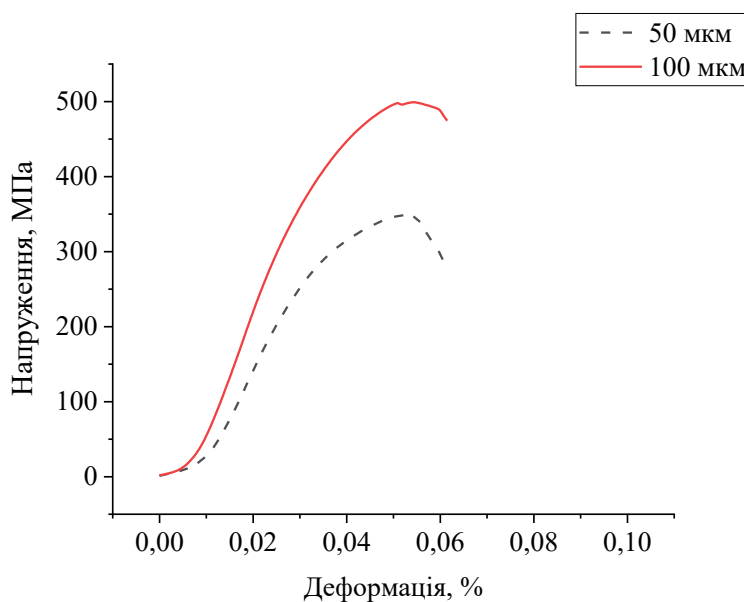


Рисунок 3.5 – Міцність на стиснення металокерамічних композитів після $\text{AlSi10Mg}+\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ селективного лазерного плавлення

Дослідження структури композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2\text{-Cu}$, ущільненого методом ПС при температурі $1050\text{ }^\circ\text{C}$ показано на рисунку 3.6. Зважаючи на подібність мікроструктури композитів з модифікованою та вихідною поверхнею частинок порошку $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ на рисунку 3.1 представлено лише структура для металокераміки з немодифікованими армованими включеннями. З огляду структури при малих збільшеннях ($\times 100$) (рис. 3.6) можна стверджувати, що армовані частинки $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ гомогенно розподілено по об'ємі мідної матриці. Отриманого зразка достатньо однорідна. Розмір сферичних включень $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$, знаходиться в межах від 300 мкм до 500 мкм. На шліфованій поверхні зразка виявлено два типи пористості: (1) пористість на границі розділу включення/матриця, яка залишилася після спікання та (2) пористість в середині сферичних армованих частинках (відмічено овалами), яка могла утворитися у результаті викришування під час шліфування та/або під час відцентрового розпилення.

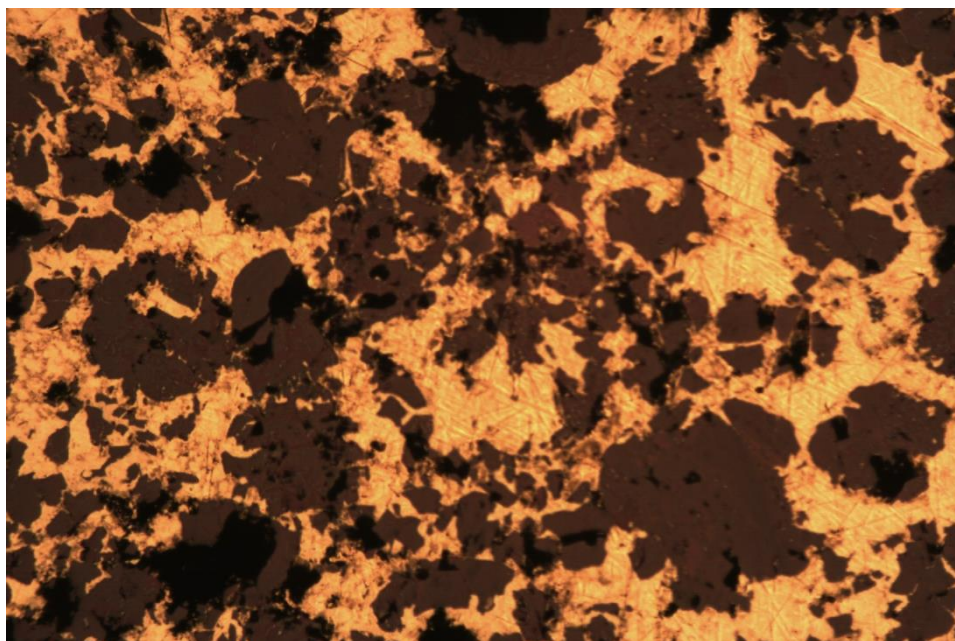
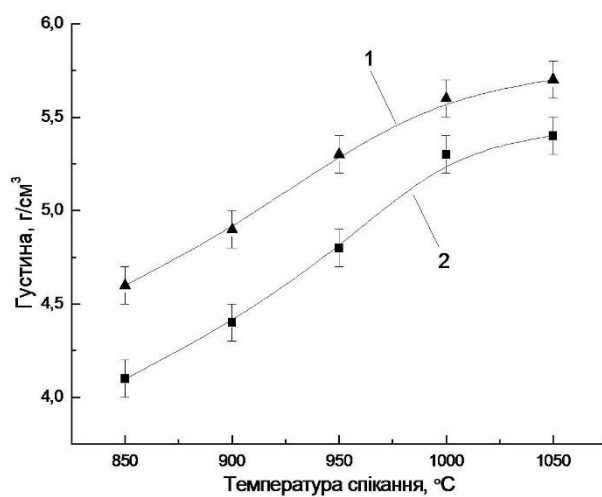


Рисунок 3.6 – Мікроструктура ММК $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2\text{-Cu}$ отриманого методом ІПС при температурі 1050°C (частинки $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ з модифікованою поверхнею)

На рисунку 3.7 показано зміна густини ущільнених композитів в залежності від температури спікання.



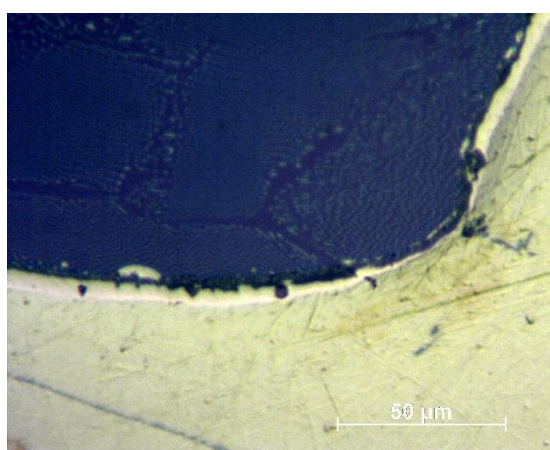
1 – модифікована поверхня частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$;

2 – не модифікована поверхня частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$

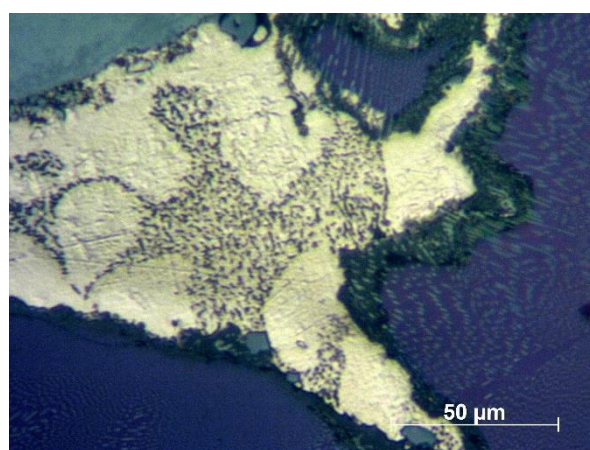
Рисунок 3.7 – Залежність густини ММ композитів від температури спікання в умовах ІПС

Як і очікувалось густина композиту зростає зі збільшенням температури спікання з 850 °С до 1050 °С і. Слід зазначити, що густина зразків отриманих з використанням порошку $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ з модифікованою поверхнею є вищою при одних і тих же умовах ІПС. Така поведінка може бути поясненна видаленням оксидів з поверхні частинок під час травлення, що інтенсифікує процес спікання та/або більш однорідним розподілом міді по поверхні армованих частинок під час підготовки суміші. Таким чином розвинена морфологія поверхні порошку $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ (рис. 3.7) після травлення дозволила рівномірно розподілити більш дрібніший порошок міді (рис 3.7) за рахунок кращої адгезії. Так, при максимальній температурі спікання 1050 °С густина композиту з модифікованою поверхнею армованих частинками становить 5,7 г/см³ в той час як з не модифікованою 5,4 г/см³.

Основним фактором, що може лімітувати механічні властивості одержаних спечених полікристалічних евтектичних сплавів є досить слабкі границі зерен [25]. На рисунку 3.8 показано границі розділу мідної матриці та включень $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$.



а



б

а – не модифікована поверхня частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$;

б – модифікована поверхня частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$

Рисунок 3.8 – Макроструктура границі розділу фаз мідь/ $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ композитів отриманих методом ІПС при температурі 1050 °С

Чітко видно, що модифікована поверхня забезпечує формування армованої границі розділу волокнами TiB_2 . Тобто оголені волокна TiB_2 не руйнуються в процесі спікання, а пронизують мідну матрицю на різну глибину. Композити отримані без модифікування поверхні характеризуються великою кількістю пор по границях розділу, оскільки відсутня будь яка (механічна, хімічна) взаємодія між фазами (рис 3.8). Детальний аналіз мікроструктури дозволяє виявити ділянки нової фази, яка відрізняється по забарвленню від міді та армованих частинок (рис. 3.8). Тобто окрім механічного щеплення між фазовими складовими присутня хімічна взаємодія яка також може визначати міцність. Також варто зазначити, що при ППС армованого порошку $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ з міддю деградація армованої структури (збільшення середнього поперечного розміру волокон та відстані між ними) не спостерігається (рис. 3.8).

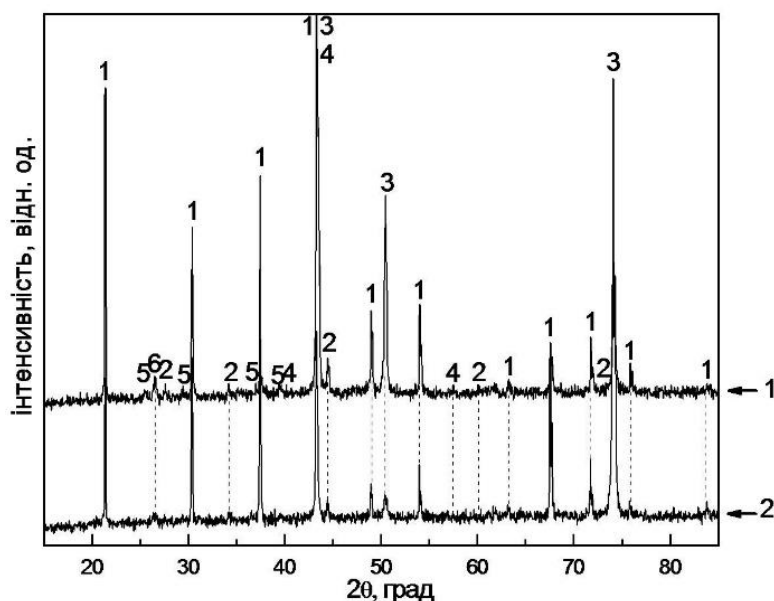
З метою виявлення впливу модифікування поверхні армованих частинок на взаємодію між матричною фазою (міддю) та включеннями ($\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$) було проведено рентгенофазовий аналіз композитів отриманих при температурі $1050\text{ }^\circ\text{C}$. Рентгенофазовий аналіз зразків показав присутність, окрім Cu , LaB_6 і TiB_2 , додаткових фаз: CuTi_2 , LaBO_3 та вуглецю. Присутність вуглецю в щільних матеріалах майже завжди має місце після ППС [26,27].

Утворення фази CuTi_2 , згідно з діаграмою стану [27], можливе при 40 мас.% Cu і 60 мас.% Ti вище $1000\text{ }^\circ\text{C}$. Однак чистий титан у вихідних порошках не був присутній.

Під час витравлювання матриці LaB_6 з поверхні порошків композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$, на поверхні формується шар нітрату лантану [28] який при нагріванні до $500\text{ }^\circ\text{C}$ плавиться і одночасно розкладається на оксид лантану та NO_2 . Оксид лантану при температурі вище $900\text{ }^\circ\text{C}$ може реагувати з B_2O_3 який завжди присутній у боридах у результаті чого і утворюється борид лантану.

Вимірювання міцності на стиснення показало, що зразки з немодифікованою поверхнею частинок, ущільнені при максимальних температурах $1000\text{ }^\circ\text{C}$ та $1050\text{ }^\circ\text{C}$ руйнуються пластично. Пластичність отриманих металокерамічних композитів визначається пластичністю матричної фази (міді) і знаходиться на рівні

металевих сплавів (до 12 %). Більш того поверхня руйнування характеризується інтеркристалітним руйнуванням по границі розділу мідь - керамічні частинки. ММК з модифікованою поверхнею частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ після температури спікання 950°C мають змішаний характер руйнування, що можна пояснити високим адгезійним та когерентним зв'язком між міддю і керамічними частинками.



1 – модифікована поверхня частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$;

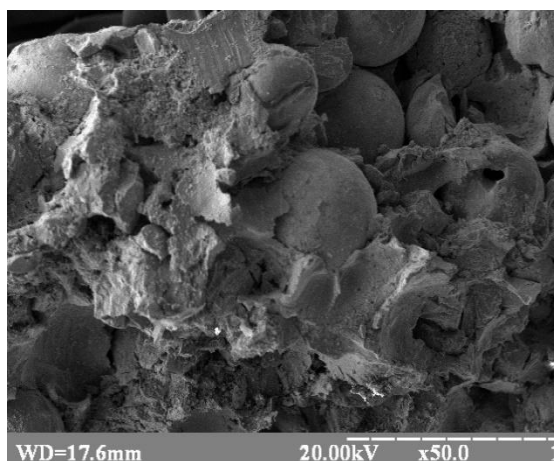
2 – не модифікована поверхня частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$;

3 – LaB_6 (1101023); 4 – TiB_2 (01-085-2084); 5 – Cu (03-065-9026);

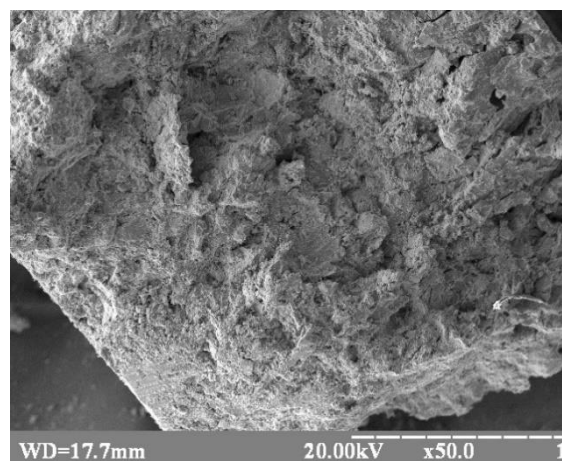
6 – CuTi_2 (01-072-0441); 7 – LaBO_3 (00-013-0113); 8 – C (03-065-6212))

Рисунок 3.9 – Рентгенофазовий аналіз композитів $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2\text{-Cu}$ отриманих методом ІПС при температурі 1050°C

Дослідження поверхні зламів ММК, що містив частинки $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ з модифікованою поверхнею свідчить про транскристалітний характер руйнування ММК (рис. 3.10). Тобто за рахунок високої міцності границі розділу між мідною матрицею та керамічними частинками шлях тріщини пролягає через керамічні частинки. Виконання роботи на руйнування керамічних частинок, які мають в декілька разів більшу міцність у порівнянні з мідною матрицею, і визначає високі значення міцності щільних ММК.



a



б

a – не модифікована поверхня частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$;

б – модифікована поверхня частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$

Рисунок 3.10 – Мікроснімки поверхні зламів після вимірювання міцності на стиснення ММК $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2\text{-Cu}$, отриманих методом ІПС при температурі 1050°C

Результати вимірювання твердості за Роквеллом ММК показали, що твердість композитів з модифікованою поверхнею частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ є вищою ніж композитів з не модифікованою поверхнею керамічних включень. Дані твердості добре корелюються зі значеннями міцності. Максимальні значення твердості ММК композити мають зразки ущільнені при температурі 1050°C , що можна пояснити найнижчою залишковою пористістю для даних зразків. Так для ММК з модифікованою поверхнею керамічних частинок твердість сягає $(90 \pm 0,7)$ HRB, в той час як для зразків з керамічними частинками без модифікованої поверхні $(85 \pm 0,5)$ HRB.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

Мета розділу – аналіз шкідливих та небезпечних виробничих факторів(далі ШНВФ), які існують під час змішування та пресування суміші порошків LaB_6 , TiB_2 , Al , Cu , AlSi10Mg а також дослідження структури та властивостей ММК системи $\text{Al-LaB}_6\text{-TiB}_2$, $\text{Cu-LaB}_6\text{-TiB}_2$ та розробка заходів і засобів для їх усунення.

Під час роботи з ММК $\text{Al-LaB}_6\text{-TiB}_2$ та $\text{Cu-LaB}_6\text{-TiB}_2$ виконують багато процесів які можуть визвати ШНВФ. Під час досліду виконуються всі, та навіть більше етапів у порівнянні з виробництвом, такі як:

- дозування
- змішування
- сушка
- пресування
- спікання

Для регулювання використання виробничого обладнання та охорони праці співробітників було прийнято наказ від 28.12.2017 № 2072 Про затвердження Вимог безпеки та захисту здоров'я під час використання виробничого обладнання працівниками [30].

4.1 Небезпеки під час виконання технологічних операцій

Технологічні операції, що виконувалися під час проведення даної магістерської дисертації несли у собі ту чи іншу небезпеку. Розглянемо більш детально процес отримання ММК методом іскроплазмового спікання згідно технологічної схеми (рис. 2.7).

Під час дозування порошку не використовувалося обладнання, яке може становити небезпеку, так як воно проводилося вручну. Однак при модифікації частинок $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ використовувалася кислота HNO_3 , що несе потенційну небезпеку. Пари азотної кислоти при вдиханні сильно подразнюють слизові

оболонки носа, горла, очей, спричиняють опіки верхніх дихальних шляхів. При потраплянні на шкіру людина одержує сильний опік. Особливо небезпечним є попадання бризок кислоти в очі.

При роботі з концентрованими кислотами і лугами необхідно дотримуватись наступних застережних заходів:

- всю роботу проводити у витяжній шафі з ввімкненою примусовою вентиляцією;
- переливання з бутилів кислот, лугів та інших агресивних рідин проводити з допомогою спеціальних сифонів;
- концентровану кислоту відбирати із посудини тільки за допомогою спеціальної піпетки з грушею, сифоном, або мірним циліндром.

Для уникнення нещасних випадків при роботі з кислотами необхідно користуватись індивідуальними засобами захисту: окулярами, гумовими рукавицями, гумовим фартухом і нарукавниками.

Також для усунення небезпеки під час виконання даного технологічного процесу можливо використання панорамних масок типу МАГ, які розраховані на захист від високотоксичних газів, радіоактивного пилу та інших шкідливих елементів. Маска МАГ, відноситься до категорії 2 (CL 2) - маска загального призначення.

Наступним етапом після травлення є сушка. Дана технологічна операція не містить ніяких небезпек, оскільки порошки попередньо промиті великою кількістю води.

Процес сушки безпечний, так як не потребує присутності оператора. Температури сушки досить низькі і не потребують герметизації пічного обладнання. Процес діставання заготовок проходить із використанням спеціальних вогнетривких рукавиць та щіпців для унеможливлення вірогідності отримання опіку.

Замішування з пластифікатором необхідно для підвищення формуючості порошку. У якості пластифікатора було використано розчин синтетичного каучуку в бензині. Під час проведення операції використовувалися лабораторні сита, однак вони не становлять небезпеки. У той час як усі сорти палив у тій чи іншій мірі отруйні (токсичні) і пожежонебезпечні. Бензини, будучи токсичними матеріалами, здатні проникати в організм через органи дихання, шкіру і травний тракт. Концентрація парів бензину в повітрі не повинна перевищувати $0,3 \text{ г/м}^3$. При нетривалому вдиханні повітря, що містить бензин в кількості $5-10 \text{ г/м}^3$, настає гостре отруєння, характерними ознаками якого є головний біль, неприємні відчуття в горлі, кашель, подразнення слизової оболонки носа і очей, нестійка хода, запаморочення, збудження. При видаленні постраждалих з отруєною атмосфери через деякий час більшість цих явищ проходить. При виконанні дослідів не використовувалися такі об'єми бензину, що здатні викликати отруєння. Однак при прояві будь-яких симптомів варто провітрити лабораторію та вийти на свіже повітря. Використовується попередньо замішаний пластифікатор, що зберігається у скляних закритих ємностях.

Наступним етапом після замішування є сушка отриманої суміші. Дана технологічна операція не містить ніяких небезпек, оскільки пили композиту відсутні, а концентрація пластифікатору у суміші надто низька.

Пресування технологічна операція, що полягає у формуванні порошку під дією тиску. Під час проведення дослідження використовувалися механічні гідравлічні преси без електрифікації, що усуває небезпеку ураження електричним струмом під час виконання даної технологічної операції. Небезпека проведення пресування полягає у тому, що при значних тисках формування можливе руйнування рухомого пуансону чи матриці прес форми. Під великим тиском зруйновані частини прес форми можуть досягати значних швидкостей та нанести ушкодження оператору преса. Для усунення небезпеки під час даного технологічного процесу необхідно використовувати захисні заслони пресів. Оскільки прес механічний то для унеможливлення потрапляння частин одягу чи волосся до рухомих частин варто використовувати спеціальний одяг.

Фінальною операцією отримання ММК є спікання, у даній магістерській дисертації спікання проводили іскроплазмовим методом та селективним лазерним плавленням. Особливістю спікання є те, що іскроплазмове спікання під час протікання через частинки порошку в пресформі приводить до виникнення 2-х принципово різних теплових ефектів:

- за наявності омичного контакту між частинками порошку – нагрівання за рахунок джоулевого тепла;
- при відсутності омичного контакту між частинками порошку, електричний розряд накопичується і при досягненні критичного значення виникає іскровий розряд, який є джерелом плазми, що викликає інтенсивне короткочасне нагрівання до від 7000K до 10000 K.

Робоча температура лежить у межах від 200°C до 1400°C, при виконанні магістерської дисертації проводили спікання при трьох різних температурах, а саме 850 °C, 950 °C та 1050 °C. Оскільки кожний зразок поступово охолоджувався до температури 600 °C зі швидкістю 100 °C/хв, а потім, до кімнатної температури разом із піччю, то небезпека опіків відсутня.

Оскільки установка модифікована захисним склом то дія випромінювання зводиться до мінімуму при необхідності є можливість додати перерви у роботі оператора згідно [31], небезпека ураження електричним струмом, також доволі низька за рахунок ізоляції струмоведучих частин, заземлення обладнання, блокування від помилкових дій та застосування спеціальних табличок та попереджувальних написів.

У виробничих умовах з високою температурою і вологістю навколишнього середовища тепловіддача утруднена, організм людини може «перегрітися». Таке явище називають гіпертермією. Внаслідок перегрівання організму і втрати ним великої кількості рідини з потом можливе порушення водно-електролітного обміну, що проявляється судомною хворобою. Піч має електричне живлення від трифазної мережі 380В. Для створення безпечних умов роботи обладнання

заземлено та оснащено спеціальними табличками та попереджувальними написами. Дана установка відповідає вимогам ПУЕ-2017 [32].

4.2 Небезпека при роботі зі спеціальним обладнанням

Певні особливості роботи з обладнанням було розглянуто у розділі 4.1. У даному розділі розглянемо більш детально небезпеку при роботі зі спеціальним обладнанням. Під час виконання даної магістерської дисертації використовувалося таке спеціальне обладнання:

- прес RP-L023
- іскроплазмова установка
- установка Realizer SLM-50

Гідравлічний прес RP-L023 може розвивати тиски до 1 ГПа захисним механізмом слугує металевий заслін, який використовують під час пресування. Робочою рідиною для пресу є масло. У разі поломки чи розгерметизації баку пресування буде неможливим. Для запобігання пожежі прес знаходиться якнайдалі від джерел відкритого вогню та іскри.

Іскроплазмова установка є автоматизованою, встановлена на рівній бетонній підлозі, для запобігання падіння, що можливе за рахунок великих габаритів.

Realizer SLM 50 — настільна установка для виробництва деталей з металевого порошку. Повинна бути розташована на рівній поверхні. Управління проводиться віддалено за допомогою ПЗ, що унеможливорює травмування оператора.

Весь персонал, що обслуговує спеціальне обладнання періодично проходить інструктаж про небезпеку пов'язану з роботою з установками та способи надання першої до медичної допомоги.

Детально розглянувши технологічні операції, що були проведені у ході виконання магістерської дисертації з точки зору охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях, можна зробити висновок, що всі технологічні операції відповідають нормам, що встановлені законодавством. Спеціальне обладнання має

необхідні захисні деталі та елементи: сталевий кожух, попереджувальні написи, захисне вимкнення та інше.

Робочі місця – ергономічні, є можливість відпочинку та є спеціальні виділення місця для нагляду за обладнанням. Частина процесів повністю автоматизована. Устаткування виконане з якісних матеріалів. Самі технологічні процеси максимально знижують можливий контакт із небезпечними речовинами.

5 ЕНЕРГЕТИЧНИЙ РОЗДІЛ

Під час виконання дослідження закономірностей отримання ММК використовувалося таке електричне обладнання:

- SPS-установка типу KCE®-FCT HP D 25-SD;
- СЛС установка Realizer SLM-50.

У даному розділі проведемо розрахунок кількості електроенергії, необхідної для забезпечення роботи цеху.

Обсяг витрат електроенергії визначають на підставі вибору і розрахунку кількості технологічного обладнання, використання його встановленої потужності при запланованому режимі роботи :

$$\mathcal{E} = M \times \Phi_0 \times \eta_{\text{зг}} \times K_1 \times K_2, \quad (5.1)$$

де M – встановлена потужність обладнання, кВт;

Φ_0 – річний фонд часу роботи обладнання, год.;

$\eta_{\text{зг}}$ – коефіцієнт завантаження обладнання;

K_1 – коефіцієнт одночасності роботи (приймається рівним: для електричних печей – 0,6; для генераторів височастотного нагріву – 0,8);

K_2 – коефіцієнт використання потужності (приймається рівним 0,7).

В умовах малотоннажних виробництв транспортувальне обладнання вибирають разом з основним, а його характеристики вносять у відомість основного обладнання.

Витрати енергії для санітарно-технічних пристроїв (вентиляції, опалення) визначають у відповідності з вимогами по охороні праці та техніки безпеки.

Витрати енергії на компресійні і вакуумні установки розраховують на основі потужності встановлених у цеху пристроїв та режимах їхньої роботи.

Розрахунок витрат енергії на освітлення для кожного приміщення виконують

на основі загального плану цеху. Вихідні данні для розрахунку: площа приміщення, необхідна освітлюваність і режим роботи освітлювальних пристроїв.

Витрати енергії на освітлення розраховують за формулою(5.2):

$$Q = \frac{S \times q \times f \times \tau}{1000}, \quad (5.2)$$

де S – освітлювальна площа, м²;

q – поверхнева щільність теплового потоку, Вт/м²;

τ – число годин горіння на рік;

f – коефіцієнт одночасного горіння.

Величину q зазвичай приймають: для виробничих приміщень – від 11 Вт/м² до 15 Вт/м², для побутових і службових приміщень – 10 Вт/м².

Залежно від тривалості освітлювального періоду значення τ приймають рівним: для двозмінної роботи – 2500 год., для тризмінної роботи – 4700 год.

Коефіцієнт, який враховує одночасність горіння ламп, приймають: для виробничих прогонів – 0,8; для побутових та службових приміщень – 0,7; для підвалів – 0,9.

За формулами 5.1 та 5.2 було проведено розрахунок обсягу витрат електроенергії на обладнання та освітлення виробничих приміщень, результати розрахунків витрат електроенергії зведено в таблиці 5.1 та 5.2.

Таблиця 5.1 – Витрати електроенергії на роботу технологічного обладнання

Найменування споживача струму	Кількість споживачів	Потужність, кВт	Фонд робочого часу на рік, год	Коефіцієнт завантаженості	Коефіцієнт одночасності	Коефіцієнт використання потужності	Річні витрати електроенергії, кВт·год
Електрична піч	1	5	1000	0,5	0,6	0,7	1050
Електронний промінь	1	15	740	0,9	0,8	0,7	5595
Усього витрат, кВт·год							6645

Таблиця 5.2 – Витрати електроенергії на освітлення

Найменування споживача	Освітлювальна площа, м ²	Поверхнева щільність теплового потоку, Вт/м ²	Кількість годин горіння на рік, год	Коефіцієнт одночасності горіння	Річні витрати електроенергії, кВт·год
Виробнича лабораторія	54	11	2500	0,8	1188
Усього витрат, кВт·год					1188

6 ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ РОЗДІЛ

6.1 Розрахунок планової собівартості проведення дослідження

Розрахунок усіх витрат на магістерську дисертацію, пов'язаних з виконанням даної теми, дає можливість встановити планову кошторисну вартість даної теми. Планування забезпечує зниження трудових і матеріальних витрат з метою отримання найкращих результатів за найменших витрат [37].

Планова собівартість визначається за наступними статтями витрат:

- заробітна плата науково-дослідницького персоналу;
- єдиний соціальний внесок;
- вартість спеціального обладнання для виконання МД;
- вартість матеріалів, необхідних для проведення МД;
- витрати на службові відрядження;
- інші прямі невраховані витрати по темі;
- накладні витрати.

6.1.1 Витрати на оплату праці

Витрати за цією статтею включають заробітну плату працівників усіх категорій, зайнятих виконанням робіт з даної теми.

Заробітна плата розраховується на основі даних про трудомісткість окремих робіт і посадових окладів виконавців цих робіт. Розрахунок ведеться в людино-днях.

При виконанні даної магістерської роботи буде задіяно такі трудові ресурси: відповідальний виконавець, старший науковий співробітник, який приймає участь в усіх етапах дослідження та здійснює безпосередній контроль, інженер дослідник відповідальний за проведення експериментів, обробку та аналіз результатів, молодший науковий співробітник та лаборант приймають участь в дослідженні, до

їх обов'язків входить забезпечення технічної бази дослідження, налаштування та допомога в експлуатації обладнання, попередній аналіз результатів, консультації.

Перелік робіт та їх трудомісткість зведено в таблицю 6.1.

Таблиця 6.1 – Розрахунок трудомісткості виконання магістерської дисертації

Етапи ДР	Трудомісткість людино-днів			
	Відповідальний виконавець, старший науковий співробітник	Молодший науковий співробітник	Інженер-дослідник	Лабо-рант
Підготовчий етап	6	3	5	-
Проведення експерименту	15	7	35	34
Написання записки	7	-	5	-
Оформлення, перевірка та захист	5	-	5	-
Разом	33	10	50	34

Денні зарплати визначаються як відношення місячного окладу до умовного місяця (для магістерської дисертації з п'ятиденним робочим тижнем складає 21,2 дня).

Перемножуючи середньоденну заробітну плату за кожною категорією виконавців на відповідну планову трудомісткість робіт, розраховується плановий фонд заробітної плати всіх виконавців.

Результати розрахунку фонду заробітної плати з теми зведено у таблиці 6.2.

Таблиця 6.2 – Розрахунок фонду заробітної плати виконавців теми

Посада	Трудовісткість людино-днів	Місячний оклад, грн.	Денна заробітна плата, грн.	Сумарна заробітна плата за виконавцями, грн.
Відповідальний виконавець теми, старший науковий співробітник	33	11 627	548,4	18097,2
Інженер- дослідник	50	6000	283	14150
Лаборант	34	4173	196,8	6691,2
Технік	10	4873	229,9	2299
Разом				41237,4

6.1.2 Єдиний соціальний внесок

Сума єдиного соціального (V_C) визначаються у відсотках у відсотках від загального фонду заробітної плати виконавців з теми. Норматив відрахувань необхідно брати в розмірі 22 % загального фонду заробітної плати.

Таким чином, єдиний соціальний внесок складе:

$$V_C = 41\,237,4 * 0,22 = 9\,072,23 \text{ грн.}$$

6.1.3 Витрати на матеріали, що використовуються в роботі

Витрати на матеріали, які необхідні для проведення даної магістерської, вираховуються з ціни одиниці і загальної кількості використаного матеріалу. Результати розрахунків зведені в таблиці 6.3.

Таблиця 6.3 – Вартість матеріалів, необхідних для виконання ДР

Найменування матеріалів	Стандарт	Одиниця виміру	Кількість	Ціна за одиницю, грн.	Сума, грн.
Порошок Cu	ПМС-1	кг	0,1	350	35
Порошок LaB ₆	ТУ 6-09-03-8-75	кг	0,222	2600	288.6
Порошок TiB ₂	ТУ 113-07-1.040-89	кг	0,0028	1300	3.64
Порошок Al	ГОСТ 6058-73	кг	0,054	200	10.8
Порошок В	ТУ 1-92-154-90	кг	0,0036	1500	5.4
Пластифікатор	-	кг	0,02	350	7
Разом					350.44

Транспортно-заготівельні витрати складають 10 % від планової вартості використаних матеріалів, тоді загальні витрати по цій статті становлять:

$$В_{м(заг)} = 350.44 * 1,1 = 385.484 \text{ грн.}$$

6.1.4 Витрати на спеціальне обладнання та прилади

В роботі використовуються вже існуюче обладнання: лабораторні терези, гідравлічний прес RP-L023, відновлювальна піч Siemens, електронно променева установка СВ-112, установка Rigaku Ultima IV.

Спеціальне устаткування для виконання ДР не закуповувалось.

6.1.5 Витрати на службові відрядження

Всі роботи проводились безпосередньо в лабораторіях Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» тому витрати на виробничо-наукові відрядження не передбачені.

6.1.6 Інші прямі невраховані витрати

Ця стаття поєднує в собі всі витрати на проведення магістерської дисертації, що не увійшли до попередніх статей (оплата спеціалістів з інших організацій, оплата консультацій, використання обладнання інших організацій та інше). При проведенні даної роботи інші прямі невраховані витрати складають 10% від суми врахованих витрат на МД.

$$I_B = (41\,237,4 + 9\,072,23 + 385.484) * 0,1 = 5069,51 \text{ грн.}$$

6.1.7 Накладні витрати

До накладних витрат (H_B) відносять:

- а) заробітна плата адміністративна – управлінського, господарського та обслуговуючого персоналу з єдиним соціальним внеском;
- б) витрати на придбання експериментального спеціального обладнання та приладів;

- в) витрати по охороні праці та на техніку безпеки;
 - г) утримання та експлуатація виробничих площ, приладів, устаткування та установок;
 - д) витрати на воєнізовану охорону;
 - ж) інші загальногосподарські та дослідницькі витрати.
- За нормативами для НТУУ «КПІ» величина накладних витрат складає 20% від суми всіх прямих витрат по темі.

$$H_B = (41\,237,4 + 9\,072,23 + 385,5 + 5069,51) * 0,20 = 11192 \text{ грн.}$$

6.2 Планова кошторисна вартість магістерської дисертації

Зроблені розрахунки дозволяють визначити загальну планову кошторисну вартість виконання ДР. Плановий кошторис витрат по темі досліджень наведено в таблиці 6.4.

Таблиця 6.4 – Планова кошторисна вартість ДР по темі

Назва статей	Умовне позначення	Сума, грн.	Сума, %	Обґрунтування
1	2	3	4	5
Заробітна плата виконавців теми	ЗП	41 237,4	61,93	За розрахунками
Єдиний соціальний внесок	В _С	9 072,23	13,62	22 % від ЗП
Вартість основних матеріалів	В _М	385,5	0,21	За розрахунками
Вартість спец. обладнання	В _{ОБ}	-	-	Не планується

Продовження таблиці 6.4

1	2	3	4	5
Інші прямі невраховані витрати	I _В	5069,51	7,57	10 % від суми врахованих прямих витрат
Накладні витрати	H _В	11192	16,67	20 % від усіх прямих витрат по темі
Разом	В _{ДР}	66 956,64	100	Сума всіх попередніх статей

7 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ

7.1 Науково-технічна актуальність ДР

В композитах конструкційного призначення армуючі елементи звичайно забезпечують необхідні механічні характеристики матеріалу (міцність, жорсткість тощо), а матриця забезпечує спільну роботу армуючих елементів та захист їх від механічних пошкоджень та агресивного хімічного середовища. Шляхом підбору складу і властивостей наповнювача і матриці, їх співвідношення, орієнтації наповнювача можна отримати матеріали з необхідним поєднанням експлуатаційних і технологічних властивостей.

Визначною при створенні композитів є взаємодія і взаємовплив компонентів в елементарному об'ємі волокно-матриця. Взаємодія волокон з матрицею повинна забезпечувати високу реалізацію механічних властивостей волокон в армованому матеріалі і його монолітність. Чим вище необхідні властивості отримуваного композиту конструкційного призначення, тим більш складний комплекс вимог повинен витримуватися при виборі початкових компонентів, без виконання яких неможливе отримання якісних виробів

Композити мають низький коефіцієнт теплового розширення, що забезпечує стабільність їх розмірів. Виробництво композитів займає менше часу і деталей створюються відразу потрібної форми, що зменшує час механічної обробки. Композиційні матеріали широко застосовуються в авіа- та ракетобудуванні, автомобільній промисловості, суднобудуванні тощо з кількох причин, зокрема це висока жорсткість і міцність при відносно невеликій вазі. Це актуально для авіапромисловості, де зменшення маси літака, що знижує витрати пального.

В Україні досить сильно розвинуто літакобудування та зварювання. Подібні матеріали змогли б зацікавити такі великі фірми як ДП «АНТОНОВ», ПАТ «Мотор Січ» та ДП «Дослідний завод зварювальних матеріалів Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України», а також вирішити багато конструкторських задач.

Тому дослідження властивостей сплавів цієї системи, способів отримання, обробки цих сплавів та поєднати отримання необхідної орієнтації композиту є досить важливим для розвитку науки та техніки в цілому.

7.2 Мета і завдання дипломної роботи

Метою даної роботи є дослідження структури металоматричних композитів де фазою зміцнення є керамічні композити.

Для вирішення поставленої задачі необхідно виконати наступні завдання:

- провести аналіз публікацій з теми і обґрунтувати напрями досліджень;
- розробити методику проведення дослідження;
- приготувати зразки;
- провести відпал при різних температурах;
- виготовити шліфи для мікроскопічних досліджень;
- дослідити мікроструктуру отриманих зразків;
- дослідити мікротвердість;
- провести рентгеноструктурний аналіз;
- обробити отримані дані та узагальнити результати.

7.3 Економічна ефективність ДР

Розрахунок очікуваного економічного ефекту магістерської дисертації необхідний для визначення доцільності проведення даної роботи. Однак, економічний ефект може бути розрахований тільки по магістерським роботам, які безпосередньо націлені на створення нових матеріалів, покращення параметрів та якості продукції, а також створення нових конструкцій тощо.

За основний показник ефективності фундаментальних досліджень беруть науково-технічний ефект. Науково-технічний ефект $E_{нт}$ пошукових та прикладних досліджень кількісно визначають узагальненим показником, який враховує рівень

часткових показників: новизну, перспективність та ступінь реалізованості наслідків дипломної роботи.

Узагальнений показник можна визначити за допомогою оцінок, виражених у балах:

$$E_{HM} = \sum_{i=1}^3 R_i * Q_i, \quad (7.1)$$

де R_j – коефіцієнт вагомості новизни (0.4), перспективності (0.2) та реалізованості наслідків НР (0.4);

Q – новизна, перспективність та реалізованість, балів.

Таблиця 7.1 – Оцінка науково-технічного ефекту ДР

Показник ДР	Характеристика результатів	Бали
Новизна	Техніко-економічні показники нової технології на галузевому рівні.	8
Перспективність	Технологія може бути впроваджена у порошковій металургії.	9
Реалізованість	Термін впровадження нової технології - до 6 - го року	7

Узагальнений показник за формулою 7.1:

$$E_{HT} = 8 * 0,4 + 9 * 0,2 + 7 * 0,4 = 8,2 \text{ балів.}$$

Розрахований показник свідчить про доцільність виконання магістерської дисертації по даній темі.

7.4 Висновки

Обґрунтована науково-технічна актуальність виконання досліджень по даній темі. Розраховано планово-кошторисну собівартість проведення ДР з урахуванням витрат всіх видів ресурсів.

Розраховано показник умовної економічної ефективності проведення роботи.

8 РОЗРОБКА СТАРТАП-ПРОЕКТУ

8.1 Актуальність

В останні роки великого поширення серед організацій-початківців і різних об'єднань молодих вчених набули startup-проекти (стартапи). Стартап – це тільки-но створена компанія (можливо, навіть не є ще юридичною особою), яка знаходиться на стадії розвитку і будує свій бізнес або на основі нових інноваційних ідей, або на основі технологій, які щойно з'явилися [38]. Для стартапу характерні: обмеженість початкових інвестицій; швидкий розвиток; низькі шанси на успіх [39]. Основним документом, що характеризує стартап, є бізнес-план – обов'язковий письмовий документ, що визначає ділові можливості та перспективи подальшого розвитку, а також роз'яснює, як ці можливості можуть бути реалізовані наявною командою.

Для задоволення потреби машинобудування, металообробки та інших галузей де необхідні матеріали для обробки, а також забезпечення економії дорогих і дефіцитних марок сталі, що застосовуються при виготовленні інструменту і деталей машин, необхідно розвивати та впроваджувати нові тверді сплави. Вони можуть забезпечити довговічність та надійність деталей машин та інструменту, що працюють в складних умовах експлуатації. Розробка та отримання твердих сплавів є дуже важливим завданням.

Останнім часом набуло поширення отримання матеріалів подібних до твердих сплавів методом спрямованої кристалізації, іскро-плазмового спікання та планування порошків для додавання пластичної зв'язки, для подальшого спікання.

8.2 Мета і завдання стартап проекту

Метою розділу є формування інноваційного мислення, підприємницького духу та формування здатностей щодо оцінювання ринкових перспектив і можливостей комерціалізації основних науково-технічних розробок, сформованих у попередній частині магістерської дисертації у вигляді розроблення концепції

стартап-проекту в умовах висококонкурентної ринкової економіки глобалізаційних процесів.

Завдання розділу полягає в маркетинговому аналізі перспектив реалізації запропонованих магістрантом науково-технічних рішень та пропозицій, оцінювання можливостей їх ринкового впровадження.

8.3 Опис ідеї проекту

- В межах підпункту слід послідовно проаналізувати певні ідеї:
- зміст ідеї (що пропонується)(табл. 8.1);
- можливі напрямки застосування;
- основні вигоди, що може отримати користувач товару (за кожним напрямком застосування);
- чим відрізняється від існуючих аналогів та замінників.

Таблиця 8.1 – Опис ідеї стартап-проекту

Зміст ідеї	Напрямки застосування	Вигоди для користувача
Утворення металоматричних композитів де фазою зміцнення є керамічні композити	Застосування в ракето та літако будування	Отримання необхідної форми виробу без додаткових операцій обробки; Екологічна чистота процесу; Збільшення швидкості виготовлення

У межах даного підрозділу необхідно провести аудит технології, за допомогою якої можна реалізувати ідею проекту (технології створення товару).

За проведеними дослідженнями можна зробити висновок, що розробка та реалізація даної технології не створює жодних перешкод, оскільки вона існує на ринку та доступна для реалізації (табл. 8.2).

Таблиця 8.2 – Технологічна здійсненність ідеї проекту

Ідея проекту	Технології її реалізації	Наявність технологій	Доступність технологій
Утворення металоматричних композитів де фазою зміцнення є керамічні композити	Іскроплазмове спікання	Технологія наявна	Технологія доступна

8.4 Аналіз ринкових можливостей запуску стартап-проекту

Визначення ринкових можливостей, які можна використати під час ринкового впровадження проекту, та ринкових загроз, які можуть перешкодити реалізації проекту, дозволяє спланувати напрями розвитку проекту із урахуванням стану ринкового середовища, потреб потенційних клієнтів та пропозицій проектів-конкурентів.

Сегмент споживачів: для аналізу попиту на ринку дослідження звузимо до рівня м. Києва.

Ринок споживачів – нішевий (вузький профіль – виробництва, які використовують матеріали з алюмінію та міді).

Канали збуту: використовуються прямі канали збуту. Безпосередній контакт з потенційними покупцями через візити на підприємства та презентації товару. Контакт через тематичні та галузеві виставки та конференції. Збут через інтернет-ресурси (інтернет-магазин).

Взаємодія зі споживачами: особисті контакти, по телефону, електронній пошті. Застосування програм лояльності. Із потенційними споживачами –

підтримка інформаційних інтернет-ресурсів: сайт проекту, блог новин проекту, виставки, конференції.

Для визначення актуальності вкладення грошових та матеріальних ресурсів на впровадження даної технології варто зрівняти діючу облікову ставку НБУ та середню норму рентабельності ринку (20 %). З 25.10.2019 р. НБУ прийняло рішення про зниження облікової ставки до 15,5 %. Таким чином, рентабельність ринку є вищою, що свідчить про те, що даний проект є привабливим для інвестування.

Визначаємо потенційні групи клієнтів, їх характеристики, та формуємо орієнтовний перелік вимог до товару для кожної групи наведено в таблиці 8.3.

Таблиця 8.3 – Характеристика потенційних клієнтів стартап-проекту

Потреба що формує ринок	Цільова аудиторія (цільові сегменти ринку)	Відмінності у поведінці різних потенційних цільових груп клієнтів	Вимоги споживачів до товару
Застосування легких матеріалів.	Виробництва, заводи	Швидкість та високий об'єм виготовлення продукції;	якість; допустима собівартість; швидкість виконання

Після визначення потенційних груп клієнтів проводиться аналіз ринкового середовища: складаються таблиці факторів, що сприяють ринковому впровадженню проекту, та факторів, що йому перешкоджають приведено в таблиці 8.4 та 8.5. Фактори в таблиці подано в порядку зменшення значущості.

Після аналізу конкуренції проводиться більш детальний аналіз умов конкуренції в галузі (за моделлю п'яти сил М. Портера).

М. Портер вирізняє п'ять основних факторів, що впливають на привабливість вибору ринку з огляду на характер конкуренції. Це:

- Контурент, що вже є у галузі;
- Потенційні конкуренти;
- Наявність товарів-замінників;
- Постачальники, що конкурують за ринкову владу;
- Споживачі.

Таблиця 8.4 – Фактори загроз

№	Фактор	Зміст загрози	Можлива реакція компанії
1	Загроза появи нових конкурентів	Нові конкуренти привносять у галузь нові виробничі потужності й прагнуть роздобути частку ринку збуту, тим самим, знижуючи позиційний прибуток	Знижує загальний потенціал прибутковості в галузі. Запекла конкуренція в галузі знижує прибутковість, тому що за те, щоб зберегти конкурентоспроможність, призводить до додаткових витрат (витрати на рекламу, організацію збуту, науково-дослідні й дослідно-конструкторські розробки (НДДКР)).
2	Обмежений ринок	Достатня кількість продукції, яка завоювала статус бренда	Скорочення обсягів продажів у результаті порушення договірних зобов'язань.

Продовження таблиці 8.4

№	Фактор	Зміст загрози	Можлива реакція компанії
3	Слабкий рівень технічної оснащеності	Зростання кількості потребуючої продукції	втрати дохідності бізнесу в результаті зниження рівня репутації; скорочення обсягів виробництва

Таблиця 8.5 – Фактори можливостей

№	Фактор	Зміст можливості	Можлива реакція компанії
1	Вихід на нові ринки або сегменти ринку	Можливості розширення виробництва, збуту.	Збільшує кількість продукції, що у свою чергу призводить до розширення виробничої діяльності
2	Розвиток НДДКР	Можливість розширення якості та швидкості вихідної продукції	Нові технології сприяють зменшенню собівартості послуги, а, відповідно, і її вартості для клієнтів; збільшенню обсягів продажу; створення/видозміна послуги.
3	Високий рівень технічної оснащеності	Можливість вербування високо кваліфікаційних спеціалістів. Вихід на новий більш прибутковий ринок	Збільшення якості та кількості продукції

Фінальним етапом ринкового аналізу можливостей впровадження проекту є складання SWOT-аналізу (матриці аналізу сильних (Strength) та слабких (Weak))

сторін, загроз (Troubles) та можливостей (Opportunities) на основі виділених ринкових загроз та можливостей, а також сильних і слабких сторін приведено в таблицях 8.6 та 8.7.

Таблиця 8.6 – SWOT-аналіз стартап-проекту (Слабкі та сильні сторони)

Сильні сторони (S):	Слабкі сторони (W):
<p>молодий і кваліфікований колектив;</p> <p>порівняно недорогі початкові матеріали;</p> <p>дуже широкий асортимент послуг, включаючи суміжні галузі;</p> <p>послуга дешевша наявних на ринку аналогів</p>	<p>брак власного устаткування;</p> <p>додаткові транспортні витрати;</p> <p>наявність на ринку компаній, які мають своїх покупців/клієнтів, і, відповідно, добру репутацію.</p>

Таблиця 8.7 – SWOT-аналіз стартап-проекту (Можливості та загрози)

Можливості (O):	Загрози (T):
<p>посилення позиції на ринку;</p> <p>вихід на нові сегменти ринку;</p> <p>збільшення різноманітності;</p> <p>підвищення кваліфікації персоналу в галузі сучасних технологій, менеджменту та маркетингу.</p>	<p>зростаюче конкурентний тиск;</p> <p>копіювання конкурентами;</p> <p>поява нових конкурентів з товарами-замінниками;</p> <p>захвачені частки ринку іншими компаніями перешкоджають залучення клієнтів.</p>

Перелік ринкових загроз та ринкових можливостей складається на основі аналізу факторів загроз та факторів можливостей маркетингового середовища. Ринкові загрози та ринкові можливості є наслідками (прогнозованими

результатами) впливу факторів, і, на відміну від них, ще не є реалізованими на ринку та мають певну ймовірність здійснення. Наприклад: зниження доходів потенційних споживачів – фактор загрози, на основі якого можна зробити прогноз щодо посилення значущості цінового фактору при виборі товару та відповідно, – цінової конкуренції (а це вже – ринкова загроза).

Перелік слабких та сильних сторін та властивостей ідеї потенційної послуги є підґрунтям для формування його конкурентоспроможності та новий метод отримання молібдену дає можливість при мінімальних затратах підприємства виготовляти та випускати високо якісну та дешеву для клієнта продукцію.

8.5 Розроблення ринкової стратегії проекту

Структура ринкової стратегії, тобто рішень, що визначають взаємовідносини підприємства з ринком ресурсів, багато в чому аналогічна структурі товарно-ринкової стратегії підприємства. Так само як і у випадку товарно-ринкової стратегії, мова тут йде про двох сферах стратегічних рішень: по-перше, рішень, що визначають поведінку підприємства на ринках матеріальних факторів виробництва; по-друге, рішень про номенклатуру, обсяги та якість придбаних і використовуваних усередині підприємства ресурсів.

Ринкова стратегія підприємства розробляється на основі досліджень і прогнозування кон'юнктури товарного ринку, вивчення покупців, вивчення товарів, конкурентів та інших елементів ринкового господарства. Найбільш поширеними стратегіями маркетингу є:

- проникнення на ринок;
- розвиток ринку;
- розробка товару;
- диверсифікація.

Спираючись на основні характеристики послуги, варто визначитись з базовою стратегією розвитку підприємництва. Оскільки дана послуга передбачає

менші витрати, порівняно із схожими видами послуг, варто застосувати стратегію спеціалізації. Це є доцільним, оскільки підприємство може завоювати клієнтів як за допомогою меншої вартості наданих послуг, так і за допомогою диференціації.

Наступним кроком є вибір базової стратегії конкурентної поведінки, результати якої зведено в таблицю 8.8.

Таблиця 8.8 – Визначення базової стратегії конкурентної поведінки

Чи є проект "першопрохідцем" на ринку?	Чи буде компанія шукати нових споживачів, або забирати існуючих у конкурентів?	Чи буде компанія копіювати основні характеристики товару конкурента, і які?	Стратегія конкурентної поведінки
Даний проект не є «першопрохідцем на ринку»	Компанія буде шукати нових споживачів, з розширенням продукції, компанія буде на вигідних умовах забирати споживачів у конкурентів	Компанія не буде копіювати характеристики товару, а спиратиметься лише на власні розробки	Стратегія спеціалізації

8.6 Розроблення маркетингової програми стартап-проекту

Першим кроком є формування маркетингової концепції товару, який отримає споживач. Для цього у таблиці 8.9 підсумували результати попереднього аналізу конкурентоспроможності товару.

Методика, яку планується використовувати, є унікальною. Тому задля забезпечення її від копіювання конкурентами, можна запатентувати методику.

Таблиця 8.9 – Визначення ключових переваг концепції потенційного товару

Потреба	Вигода, яку пропонує товар	Ключові переваги перед конкурентами (існуючі або такі, що потрібно створити)
Виготовлення конструкційних частин ракет та літаків	Висока міцність, дешевизна, швидкість, якість	Новий метод який дозволить швидко отримувати вироби готової форми без потреби додаткової обробки.

8.7 Формування системи збуту

Аналіз системи збуту передбачає визначення ефективності кожного елемента цієї системи, оцінювання діяльності апарату працівників збуту. Аналіз витрат обігу передбачає зіставлення фактичних збутових витрат за кожним каналом збуту і видом витрат із запланованими показниками для того, щоб виявити необґрунтовані витрати, ліквідувати затрати, що виникають у процесі руху товарів і підвищити рентабельність наявної системи збуту. Організація збуту в процесі аналізу відіграє дуже важливу роль, оскільки забезпечує зворотний зв'язок виробництва з ринком, є джерелом інформації про попит та потреби споживачів. Ось чому розробку збутової політики кладуть в основу програми аналізу як щодо кожного продукту, так і по виробничому відділенню загалом. Якщо на основі розрахунків з'ясовують, що витрати на реалізацію нового товару дуже високі й не дають змоги забезпечити необхідний рівень рентабельності, то керівництво виробничого відділення може прийняти ухвалу про недоцільність подальшої розробки та впровадження у виробництво певного товару. Фахівці-аналітики можуть не лише визначити майбутню прибутковість виробу, а й ввести свої пропозиції щодо його вдосконалення і нових можливостей використання відповідних виробів у інших сферах.

При виборі програми збуту варто звернути увагу на те, що цільова аудиторія включає переважно осіб із середнім рівнем доходів. Таким чином, реклама та збут можуть збільшити витрати, які прямо чи опосередковано впливають на вартість послуги, не більше, ніж на 10 %. Зважаючи на вищевказане, каналами збуту можуть бути реклама в Інтернеті (соціальні мережі, дошки безкоштовних оголошень тощо), рекламні листівки, банери та інші відносно недорогі види реклами.

До завдань реклами відноситься, в першу чергу, інформування про відкриття підприємства, що запровадило унікальну послугу для зміцнення поверхні корпусів.

8.8 Висновки до розділу

Незважаючи на всі за і проти, розробка даного проекту є досить перспективною, оскільки сучасний ринок потребує використання більш довговічних та якісних деталей. Вироби з ММК дозволять значно підвищити міцність та щільність деталей. Також деталі з молібдену які не потребують додаткової обробки та здатні працювати при високих температурах в агресивних середовищах відразу приверне увагу користувачів.

Стартап-проект має переваги над конкурентами, ідея є свіжою і має потенціал для розвитку, подальша імплементація і покращення технології призведе до підвищення рентабельності, що зробить проект більш привабливим для інвестицій.

ВИСНОВКИ

1. Металоматричні композити на основі металевих матриць з кубічною гранецентрованою ґраткою (Cu, Al, AlSiMg) і фазою зміцнення із керамічного порошку $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ отримані методами іскроплазмового спікання, просочення і селективного лазерного спікання.

2. Показано, що для матриць і гранецентрованою кубічною ґраткою і $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ композитом в порошковому стані можуть отримуватися проміжні шари. Проміжні шари переконливо проявляються при використанні оголених волокон TiB_2 композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$.

3. Оголені волокна TiB_2 підвищують щільність пресовок з усіма матрицями (Cu, Al, AlSiMg) по одному механізму: руйнуванню порошинок при проникненні TiB_2 в матрицю LaB_6 .

4. Різниця складу проміжних зон в композиті з матрицями Al і AlSiMg полягає в утворенні в проміжній зоні TiAl інтерметаліду із більшим вмістом титану в матриці Al, тоді як в матриці AlSiMg утворюється інтерметалід Ti_3Al . Збільшення концентрації титану в проміжному шарі із Al матрицею порівняно із матрицею AlSiMg залежить від меншої міцності Al порівняно із AlSiMg, де легуючі елементи Si і Mg зміцнюють її. В ММ композиті із AlSiMg матрицею в проміжному шарі було індексовано ще фази AlB_2 TiSi можливо за рахунок вивільнення B із волокон $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ і Si при реакції між Ti та AlSiMg.

5. Встановлено, що при додаванні порошкового керамічного композиту $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ з модифікованою поверхнею частинок до мідної матриці, проміжний шар утворюється CuTi_2 і LaBO_3 фазами із переважною концентрацією першої фази. Міцність ММ композиту з проміжною зоною зросла у 2 рази порівняно із міддю.

6. Легування металевих матриць із кубічною гранецентрованою ґраткою порошками $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ із модифікованою поверхнею дозволяє акцентовано підняти властивості матеріалу матриці: міцність ММ композитів зростає в 2-3 рази при збереження їх пластичності.

CONCLUSIONS

1. Metal matrix composites based on metal matrices with a cubic face-centered lattice (Cu, Al, AlSiMg) and the hardening phase of $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ ceramic powder are obtained by intrinsic sintering, saturation and selective laser sintering.

2. It has been shown that for the matrices and the face-centered cubic lattice and $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ composite in the powder state, intermediate layers can be obtained. Intermediate layers are convincingly detected when using exposed TiB_2 fibers of $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ composite.

3. Bare TiB_2 fibers increase the density of the presses with all matrices (Cu, Al, AlSiMg) by one mechanism: the destruction of the powders upon penetration of TiB_2 into the LaB_6 matrix.

4. The difference in the composition of the intermediate zones in the composite with the matrices Al and AlSiMg lies in the formation in the intermediate zone TiAl of intermetallide with a higher content of titanium in the Al matrix, whereas in the matrix AlSiMg formed Ti_3Al intermetallide, increasing the concentration of titanium in the AlSiMg intermediate matrix depends on the lower strength of Al compared to AlSiMg, where the alloying elements Si and Mg strengthen it. In the MM composite with the AlSiMg matrix in the intermediate layer, further AlB_2 TiSi phases were indexed by the release of B from $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ and Si fibers during the reaction between Ti and AlSiMg.

5. It is found that when adding a $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ powder ceramic composite with a modified surface of the particles to the copper matrix, the intermediate layer is formed CuTi_2 and LaBO_3 phases with a predominant concentration of the first phase. The strength of the MM composite with the intermediate zone increased 2-fold compared with copper.

6. Alloying metal matrices with a cubic face-centered lattice $\text{LaB}_6\text{-TiB}_2$ powders with a modified surface allows to emphasize the material of the matrix accentuatly: the strength of MM composites increases 2-3 times while maintaining their ductility.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

- 1 Копань В. С. Композиційні матеріали [Текст] / В. С. Копань. – К. : Пульсари, 2004. – 196 с.
2. Композиционные материалы: справочник [Текст] / В. В. Васильев, В. Д. Протасов, В. В. Болотин, Ю. М. Тарнопольский. – М. : Машиностроение, 1990. – 512 с.
3. Любин Дж. Справочник по композиционным материалам [Текст] / Дж. Любин. — М. : Машиностроение. – 1988. Кн. 1 – 448 с.
4. Любин Дж. Справочник по композиционным материалам [Текст] / Дж. Любин. — М. : Машиностроение, – 1988. Кн. 2 – 584 с.
5. Мэттьюз Ф. Композитные материалы. Механика и технология [Текст] / Ф. Мэттьюз, Р. Ролингс. – М. : Техносфера, 2004. – 408 с.
6. Shakhashiri Z. Chemical of the Week: Aluminum [Текст] / Z. Shakhashiri // Science is Fun. – 2009. – № 4. – Р. 32 – 35.
7. Анциферов В. Н. Спеченные сплавы на основе титана [Текст] / В. Н. Анциферов., В. С. Устинов, Ю. Г. Олесов – М. : Metallurgy, 1984. – 168 с.
8. Поверхневі явища при нагріванні порошку гідриду титану [Текст] / О. М. Івасишин, О. Б. Бондарчук, М. М. Гуменyak, Д. Г. Саввакін // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – № 4. – С. 900–907.
9. Порошковая металлургия титановых сплавов с применением гидрированного титана [Текст] / О. М. Ивасишин, Д. Г. Саввакин, В. Моксон [и др.] // Титан-2006 в СНГ : Международная конференция. – Суздаль, 2006. – С. 32–38.
10. Ильин А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства [Текст] / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Польшкин – М. : ВИЛС-МАТИ, 2009. – 520 с.
11. Мельник І. В. Теоретичні та експериментальні основи проектування технологічних газорозрядних джерел електронів : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня д.т.н. : 05.27.02 [Текст] / Мельник Ігор Віталійович ; НТУУ “КПІ”. – К. : [б. в.], 2008. – 76 с.

12. Пилянкевич А. Н. Химическая энциклопедия [Текст] / А. Н. Пилянкевич, И. Л. Кнунянц. – М. : Советская энциклопедия, 1988. – 623 с.

13. Філіпов В. Б. Структура та властивості композитів на основі гексабориду лантану, отриманих спрямованою кристалізацією [Текст] : Дис. ... канд. фіз.-мат. наук / Філіпов Володимир Борисович – Київ, 2018. – 250 с.

14. Кисла Г. П. Структура та термодинамічні властивості сплавів системи LaB₆ – MoB₂ [Текст] / Г. П. Кисла, П. І. Лобода, Л. В. Павленко // Металознавство та обробка матеріалів – 2013. – № 2. – С. 34–40.

15. Some peculiarities of structure formation in eutectic d- and f- transition metals boride alloys / V. Paderno, Y. Paderno, V. Filippov and A. Liashchenko // Journal of Solid State Chemistry – 2004. – Vol. 177. – P. 523–552.

16. Лобода П. І. Фізико-хімічні основи створення нових боридних матеріалів для електронної техніки і розробка керамічних катодних вузлів з підвищеною ефективністю : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня д.т.н. : 05.16.06. / Лобода Петро Іванович ; Ін-т проблем металознавства ім. І. М. Францевича НАН України. – К. : [б. в.], 2004. – 169 с.

17. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник [Текст] / Н. П. Лякишев. – М. : Машиностроение. – 1999. – Т. 3, Кн. 1. – 880 с.

18. Gröbner J. Thermodynamic aspects of grain refinement of Al–Si alloys using Ti and B [Текст] / J. Gröbner, D. Mirković, R. Schmid-Fetzer // Mater. Sci. Eng. A. – 2005. – Vol. 395 – P. 10–21.

19. Шухардина С. В Двойные и многокомпонентные системы на основе меди [Текст] / С. В. Шухардина. – М. : Наука, 1979. – 600 с.

19. Mechanical alloying of metal matrix composites reinforced by quasicrystal / S. D. Kalshkin, V. N. Gulbin, V. V. Tchrdyntsev [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2004. – Vol. 707. – P. 315–320.

20. Kehl G. L. The Principles of Metallographic Laboratory Practice [Текст] / G. L. Kehl // McGraw-Hill Book Co. – 1949. – Vol. 3. – P. 229.

21. Metalmatrix composites [Електронний ресурс] / Режим доступу: <https://www.machinedesign.com/materials/article/21812641/metalmatrix-composites>. – Назва з екрану. – Дата перегляду 14.08.2019.

22. Соловйова Т. О. Вплив мікроструктури та напружено-деформованого стану на фізико-механічні властивості композитів систем $\text{LaB}_6\text{-MeB}_2\text{-Cu(Al)}$: дис. канд. техн. наук : 05.16.06 [Текст] / Соловйова Тетяна Олександрівна – Київ, 2018.

23. Лахтин Ю. М. Материаловедение : Учебник для высших технических учебных заведений : 3-е изд., перераб. и доп. [Текст] / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева – Москва : Машиностроение, 1990. – 528 с.

24. Kauffman A.R. Method and apparatus for making powders, pat. USA N 3099041, 30.07.63.

25. Tokita M. Mechanism of spark plasma sintering / M. Tokita // New Ceramics. – 1994. – Vol. 7. – P. 63–76.

26. B_6O Ceramic by In-Situ Reactive Spark Plasma Sintering of a B_2O_3 and B Powder Mixture [Text] / I. Solodkyi, H. Borodianska, T. Zhao, Y. Sakka // J. Ceram. Soc. Jpn. – 2014. - 122, 5. - P. 336–340.

27. Synthesis of B_6O powder and spark plasma sintering of B_6O and $\text{B}_6\text{O-B}_4\text{C}$ ceramics [Text] / I. Solodkyi, S. S. Xie, T. Zhao, H. Borodianska // J. Ceram. Soc. Japan. – 2013. – Vol. 121. – P. 950-955.

28. Hardness and toughness control of brittle boron suboxide ceramics by consolidation of star-shaped particles by spark plasma sintering [Text] / I. Solodkyi, D. Demirskyi, Y. Sakka, O. Vasylyuk // Ceramics International. – 2016. – Vol. 42. – P. 3525–3530.

29. Булычев С. И. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. [Текст] / Булычев С. И., Алехин В. П. – М. : Машиностроение, 1990. – 224 с.

30. Lanthanum borate synthesis via the solid-state method from a La_2O_3 precursor: Electrical and optical properties [Text] / S. Sari, F. T. Senberber, M. Yildirim, A. S. Kipcak // Materials Chemistry and Physics. - 2017. – Vol. 200. - P. 196-203.

31. Основи охорони праці: Навч. посібник. / І. О. Воронов, І. Д. Коваленко, П. В. Афанасієв, Т. В. Булгач – К. : Генеза, 2004. – 100 с.
32. Ткачук К. Н. Основи охорони праці [Текст] / К. Н. Ткачук та інші. Київ:, 2006. 448 с.
33. Левченко О. Г. Мобильный защитный экран для нестационарных рабочих мест ручной дуговой сварки [Текст] / О. Г. Левченко, А. Ю. Арламов. – Київ, 2017. – 53 с.
34. Дизайн і ергономіка. Обладнання виробниче. Загальні вимоги дизайну та ергономіки [Текст] : ДСТУ 7234:2011. – [Чинний від 2011-11-29]. – К. : ДП «УкрНДНЦ», 2011. 34 с.
35. Система стандартів безпеки труда. Оборудование производственное. Общие требования безопасности к рабочим местам [Текст] : ДСТУ ГОСТ 12.2.061:2009. – [Чинний від 2009-02-01]. К. : ДП «УкрНДНЦ», 2009. 65 с.
36. Національний стандарт України. Система стандартів безпеки праці. Засоби індивідуального захисту. Загальні вимоги та класифікація [Текст] : ДСТУ 7239:2011 [Чинний від 2011-06-14]. Київ, 2011. 45 с. (Інформація та документація).
37. Милокост І. О. Підвищення якості отворів при свердлінні тонкостінних виробів з ортотропних вуглепластиків : дис. канд. техн. наук / Милокост І. О. – Київ, 2016.
38. Типове положення з планування, обліку і калькулювання собівартості науково-дослідних та дослідно-конструкторських робіт. Затверджено постановою Кабінету Міністрів України від 20 липня 1996 Р. №830 / Галицькі контракти. – 1996. – № 40. – с. 41-50.
39. Bezrukova T. L. Methodological approach to the identification of predictive models of socio-economic processes for investment and innovative development of enterprises [Text] / T. L. Bezrukova, S. S. Morkovkina, B. B. Russia, I. I. Shanin, E. G. Popkova // World Applied Sciences Journal. – 2013. – Vol. 27. – С. 1443-1449.

40. Безрукова Т. Л. Современное состояние и развитие стартапов [Текст] / Л. Т. Безрукова, Ю. Н. Степанова, И. И. Шанин, Ю. В. Дуракова // Успехи современного естествознания. Экономические науки. – 2015. – №1, – С. 95-97.